Dunakavics

A Dunaújvárosi Egyetem online folyóirata 2021. IX. évfolyam III. szám

Műszaki-, Informatikai és Társadalomtudományok

Renkó József Bálint–Bereczki Péter Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása

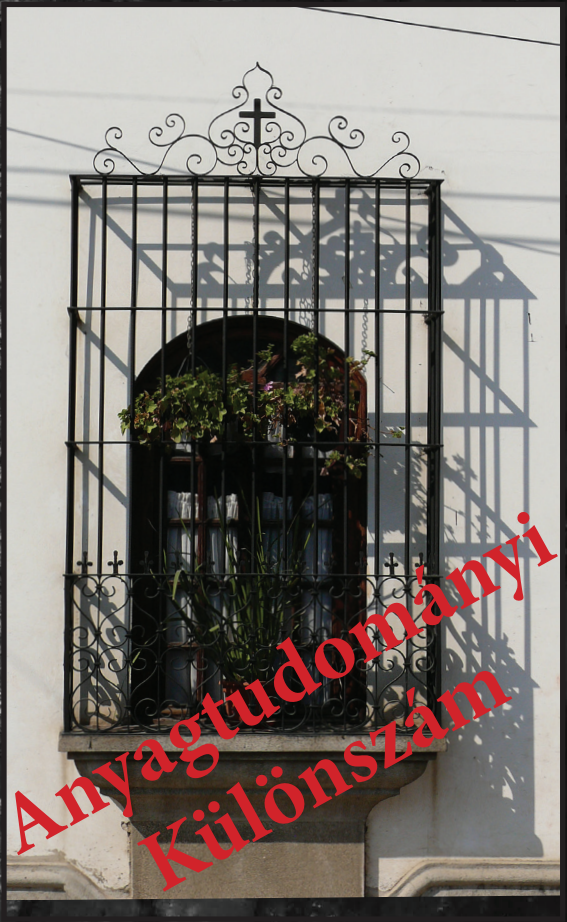
1. rész A ciklikus kovácsolási folyamatra jellemző alakítási szilárdság

2. rész Az alakítási keményedés és a mikrokeménység elemzése

3. rész Mechanikai anyagvizsgálat egytengelyű zömítéssel és szakítóvizsgálattal

4. rész A mechanikai anizotrópia részletes elemzése

5. rész A mikroszerkezeti változások kvalitatív és kvantitatív vizsgálata



Dunakavics

A Dunaújvárosi Egyetem online folyóirata 2021. IX. évfolyam III. szám

Műszaki-, Informatikai és Társadalomtudományok

Megjelelenik évente 12 alkalommal

Szerkesztőbizottság

András István, Bacsa-Bán Anetta, Balázs László,
Nagy Bálint, Németh István, Pázmán Judit, Rajcsányi-Molnár Mónika.

Felelős szerkesztő Németh István
Tördelés Duma Attila

Szerkesztőség és a kiadó címe 2400 Dunaújváros, Táncsics M. u. 1/a.

Kiadja DUE Press, a Dunaújvárosi Egyetem kiadója
Felelős kiadó Dr. habil András István, rektor

A lap megjelenését támogatta a Nemzeti Kulturális Alap

http://dunakavics.due.hu
ISSN 2064-5007

Tartalom

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT–BERECZKI PÉTER
Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 1. rész A ciklikus kovácsolási folyamatra jellemző alakítási szilárdság 5

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT–BERECZKI PÉTER
Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 2. rész Az alakítási keményedés és a mikrokeménység elemzése 19

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT–BERECZKI PÉTER
Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 3. rész Mechanikai anyagvizsgálat egytengelyű zömítéssel és szakítóvizsgálattal 33

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT–BERECZKI PÉTER
Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 4. rész A mechanikai anizotrópia részletes elemzése 47

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT–BERECZKI PÉTER
Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 5. rész A mikroszerkezeti változások kvalitatív és kvantitatív vizsgálata 61

Galéria 71
(Kántor Zsolt fotói – Guatemala)

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT *–BERECZKI PÉTER **

Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 1. rész

A ciklikus kovácsolási folyamatra jellemző alakítási szilárdság

Összefoglalás: Az elmúlt évtizedekben az intenzív képlékenyalakítás (SPD – Severe Plastic Deformation) technológiája jelentős fejlődésen ment keresztül. Nagyon sok eljárást fejlesztettetek ki, közülük az egyik a többtengelyű kovácsolás. Az SPD-technológia alkalmazásával lehetőségünk nyílik az ultrafinom szövetszerkezetű anyagok előállítására, jelentősen módosítva a jelenleg használt anyagaink mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait. A Gleeble 3800 termofizikai szimulátor MaxStrain egységén végrehajtott többtengelyű kovácsolási kísérletekkel az EN AW-5182-es alumíniumötvözetben végbemenő mikro- és makroszerkezeti változásokat követtük nyomon. A berendezés programozhatóságának köszönhetően kiválóan alkalmas az alakítási folyamat szabályozott megvalósítására, vizsgálatára. Eredményeinket cikksorozatunkban mutatjuk be. Cikksorozatunk első részében a kiindulási anyag szerkezetével, a többtengelyű kovácsolás folyamatával, valamint annak a mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatásával foglalkozunk.
Kulcsszavak: Többtengelyű kovácsolás; ciklikus folyásgörbe; EN AW-5182 ötvözet.

Abstract: In the last few decades, the Severe Plastic Deformation (SPD) processes have been evolved rapidly and significantly. Several different techniques have been developed, such us the multiple forging. Applying the SPD processes, it is possible to produce bulk ultrafine-grained materials with significantly improved mechanical and microstructural properties. In the recent study, the evolution of macro- and microstructural properties in EN AW-5182 aluminium alloy was investigated followed by multiple forging experiments on the MaxStrain device of a Gleeble thermo-physical simulator. This equipment ensures accurate control on the operational parameters of multiple forging therefore it is suitable to perform well-controlled deformation process. The results of this detailed research will be presented in a series

* *Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Anyagtudomány és Technológia Tanszék*
E-mail: renko.jozsef@edu.bme.hu

* *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

[1] Pardis, N.–Chen, C.–Shahbaz, M.–Ebrahimi, R.–Toth, L. S. (2014): Development of new routes of severe plastic deformation through cyclic expansion– extrusion process. *Materials Science and Engineering A. 613.* P. 357.

[2] Alihosseini, H.–Zaeem, M. A.–Dehghani, K. (2012): A cyclic forward-backward extrusion process as a novel severe plastic deformation for production of ultrafine grains materials. *Materials Letters. 68.* Pp. 204–208.

[3] Wu, Y. Z.–Yan, H. G. –Chen, J. H.–GuoDub, Y.–QinZhu, S.–BinSu (2012): Microstructure and mechanical properties of ZK21 magnesium alloy fabricated by multiple forging at different strain rates. *Materials Science and Engineering A. 556.* P. 164.

[4] Szabó, P. J.–Bereczki, P.–Verő, B. (2011): The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. 55.* (1.) Pp. 63–66.

[5] Valiakhmetov, O. R.–Galeyev, R. M.–Salishchev, G. A. (1990): Mechanical Properties of Titanium VT8 Alloy with Submicrocrystalline Structure. *Fizika Metallov I Metallovedenie. 70.* Pp. 204–206.

[6] Singh, A.–Ghosh, S.–Mula, S. (2015): Simultaneous improvement of strength, ductility and corrosion resistance of Al2024 alloy processed by cryoforging followed by ageing. *Materials Science and Engineering: A. 65.* (10.) P. 1016.

[7] Naser, T. S. B.–Krallics, G. (2014): Mechanical Behavior of Multiple-forged Al 7075 Aluminum Alloy. *Acta Polytechnica Hungarica, 11.* (7.). Pp. 103–117.

of papers. In this first part, the properties of the initial material, the process and the modelling of multiple forging as well as the evolution of the mechanical properties in the deformed samples are investigated and discussed.
Keywords: Multiple forging; cyclic flow curve; EN AW-5182 alloy.

Bevezetés

Az intenzív képlékenyalakítás technikai megvalósítására számos megoldás született. [1], [2], [3], [4] Ezen megoldások közül is kiemelkedő a '90-es évek elején megjelent többtengelyű kovácsolás. [5] A jellemzően hasáb, vagy hengeres alakú próbatesteket a könyöksajtoláshoz hasonlóan a többtengelyű kovácsolásnál is különböző alakítási utak szerint forgatják.

Az alakítási utaktól függően megkülönböztetünk kétutas („ab") és háromutas („abc") eljárásokat. [6] Az utak száma a különböző, egymásra merőleges kovácsolási irányoktól függ. A ciklikus terheléstörténet az egyes terhelési utak periodikus váltogatásával valósítható meg. Az alakításhoz használt szerszám kialakítását és alakját tekintve jellemző a nyílt üregű, sík felületű szabadalakító szerszám, vagy a zárt üregű, sorozatos zömítésekre alkalmas kovácsszerszám.

Hőmérséklet tekintetében a technológiának csak a szerszámok hőkezelési hőmérséklete, valamint a vizsgált anyag olvadáspontja szab csak határt. Az alumíniumötvözetek többtengelyű kovácsolásával már több kutatás is foglalkozott. A vizsgálati hőmérséklettartományok a használt anyaghoz hasonlóan rendkívül változatosak. Naser és társai 250 °C-on vizsgáltak EN AW-7075-ös ötvözetet szabadalakító kovácsolással „abc" út szerint. [7] Több kísérletben EN AW-6082-es ötvözetet vizsgáltak.

A kísérletben {8], [9] az ötödik kovácsolási lépés után az anyag jelentős szilárdságnövekedést produkált a kiindulási állapothoz képest. Alakíthatósága viszont nem csökkent számottevően. A 270–470 °C-os tartományon Noda és társai vizsgálták az Al–Mg-ötvözeteket „abc" terheléstörténetű szabadalakító kovácsolással. [10] A fent felsorolt eljárások közös tulajdonsága, hogy nem az intenzív képlékenyalakító eljárásoknál megszokott mérettartományon hajtották őket végre, hanem a nagyobb, 50–100 mm, vagy afölötti tartományon. A vizsgált ötvözet szilárdsága minden esetben többszörösére nőtt a kiindulási állapotokhoz képest.

Többtengelyű kovácsolással olyan tömbi, ultrafinomszemcsés anyag állítható elő, amely más SPD-eljárásokkal nem, vagy nehezen lenne megvalósítható. A szövetszerkezet átalakulásával a szilárdsági tulajdonságok is javultak. Az alakítás mértékétől függően a szakítószilárdság növekedése akár háromszorosa [11], míg a folyáshatár növekedése akár ötszöröse is lehet a kiindulási állapotnak. [12]

A többtengelyű kovácsolás megvalósítására a Gleeble 3800 termofizikai szimulátort választottuk. A berendezéssel az alakítási folyamat paraméterei, mint a hőmérséklet, alakítási sebesség, alakítóerő, vagy az egyes szerszámelmozdulások nagy pontossággal szabályozhatók a teljes alakítási folyamat alatt. A berendezés nyújtotta technikai adottságokat, valamint a rögzített adatokat felhasználva lehetőség nyílik a kovácsolásra jellemző folyásgörbék meghatározására. Az ehhez használt mechanikai modellt Bereczki cikkeiben részletesen is ismerteti. [13], [14]

Kísérleti anyag és előtörténete

A kísérleti anyag kémiai összetétele az EN AW-5182-es alakítható alumíniumötvözet szabványos összetételi határain belül van. A kémiai összetétel különlegessége, hogy a magnézium-

[8] Montazeri-Pour, M.–Parsa, M. H.–Jafarian, H. R.–Taieban, S. (2015): Microstructural and mechanical properties of AA1100 aluminum processed by multi-axial incremental forging and shearing. *Mat. Sci. Eng. 639.* Pp. 705–716.

[9] Naser, T. S. B.–Bobor, K.–Krallics, G. (2014): Tensile behavior of multiple forged 6082 Al alloy. Periodica Polytechnica – Mechanical Engineering, 58. (2.) Pp. 113–117.

[10] Noda, M.–Hirohashi, M.–Funami, K. (2003): Low Temperature Superplasticity and Its Deformation Mechanism in Grain Refinement of Al-Mg Alloy by Multi-Axial Alternative Forging. *Materials Transactions. 44.* (11.) Pp. 2288–2297.

[11] Padap, A. K.–Chaudhari, G. P.–Pancholi, V.–Nath, S. K. (2010): Warm multiaxial forging of AISI 1016 steel. *Mater. Des. 31.* Pp. 3816–3824.

[12] Rezae, A.–Rezaee-Bazzaz, S. A. (2012): Modeling of mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by multiple compressions in a channel die. *Mater. Des. 34.* Pp. 230–234.

[13] Bereczki, P.–Szombathelyi, V.–Krállics, G. (2014): Determination of flow curve at large cyclic plastic strain by multiaxial forging on MaxStrain System. *International Journal of Mechanical Sciences. 84.* Pp. 182–188.

[14] Bereczki, P.–Szombathelyi. V.–Krallics, G. (2014): Production of ultrafine grained aluminum by cyclic severe plastic deformation at ambient temperature. IOP Conf. Series: *Materials Science and Engineering. 63.* (012140.) P. 9.

tartalom a szabvány által megengedett 5%-os felső határ közelében. Emellett a vas és a szilícium koncentrációja a kereskedelmi célú EN AW–5182-es minőséghez képest csökkentve lett. A kísérleti ötvözet fejlesztésének fő célja a jól alakítható, elsősorban nagy szakadási nyúlást biztosító hengerelt lemezek előállítása volt, amely a növelt magnéziumtartalom és a csökkentett vas- és szilícium-koncentráció együttes alkalmazásával érhető el. [15], [16]

Utóbbi azért szükséges, hogy csökkentsük az öntéskor keletkező Si-tartalmú primer fázisok és az előmelegítéskor kiváló β-Mg_2Si diszperzoidok mennyiségét, amelyek kedvezőtlenül befolyásolják az alakíthatóságot. Ilyen módon növelhető az oldott magnézium mennyisége, amely úgy biztosítja a kellő szilárdságot, hogy közben kevésbé rontja az alakíthatóságot.

A kísérleti öntés során hasáb alakú, 1500 mm magas hengerlési tuskókat öntöttünk. A hengerlési tuskók félfolyamatos öntésére jellemző hűtési sebességek mellett, az $Al8Mg_5$ vegyületfázis a 480–450°C-os hőmérsékletközben keletkezik. Emiatt körültekintően kell eljárni a tuskó meleghengerlés előtti előmelegítésekor, ugyanis ezek a fázisok az előmelegítés során megolvadhatnak, amely a tuskó szélén magnézium kivérzést, úgynevezett „bleedout”-ot okozhat. [17] A megolvadt fázisokból felszabaduló magnézium és a felületi rétegekbe – a keletkező üregeken keresztül – bediffundált oxigén reakciójából ugyanis különféle oxidok keletkezhetnek, amelyek a tuskó szélének meleghengerlés közbeni repedését idézhetik elő.

Az előbbi megfontolások nyomán a kísérleti tuskó 510°C-os fémhőmérsékletet biztosító, kishőmérsékletű előmelegítést kapott. Az előmelegítést követő reverzáló meleghengerléshez egy 20 lépéses szúrástervet alkalmaztunk, amely tipikusan a nagy Mg-tartalmú tuskók vastagságmenti szétnyílásának elkerülését célozza meg. A 20. szúrás után az eredetileg 1500 mm vastag tuskó már csak 46 mm vastagságú volt, így a szalagból 2 darab, 500 mm hosszúságú, teljes szélességű mintát vettünk a többtengelyű kovácsolási kísérletekhez.

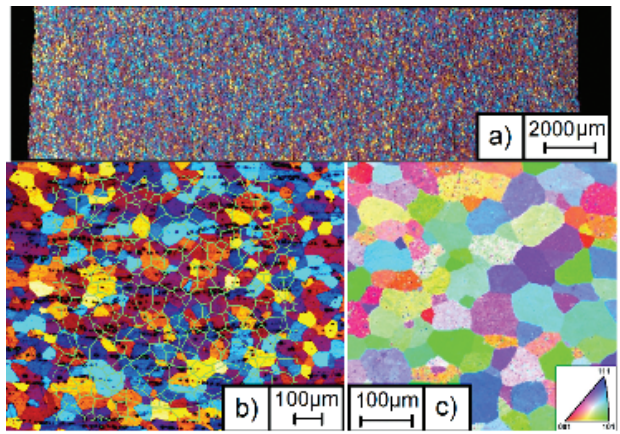
A következő lépésben megvizsgáltuk a kovácsolási kísérletek alapanyagául szolgáló 46 mm-es vastagságú, melegen hengerelt minta szemcseszerkezetét. A mikroszkópi csiszolathoz szükséges darabokat a szalag szélességének negyedéből, a kovácsolásra szánt minták kivételi helyéről származnak. A szemcseszerkezetet elektrolitikusan maratott mintákon optikai mikroszkóppal, illetve elektronmikroszkópon EBSD-technikával is megvizsgáltuk *(1. ábra)*.

[15] Mrówka, G.–Sieniawski, J.–Nowotnik, A. (2009): Effect of heat treatment on tensile and fracture toughness properties of 6082 alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 32.*

[16] Tafti, M.–Sedighi, M.–Hashemi, R. (2018): Effects of Natural Aging Treatment on Mechanical, Microstructural and Forming Properties of Al 2024 Aluminum Alloy Sheets. *Iranian Journal of Materials Science and Engineering. 15.* P. 39.

[17] Lowery, A. W.–Roberts, J. (2009): Organic Coatings to Prevent Molten Metal Explosions. *Materials Science Forum. 630.* Pp. 201–204.

1. ábra. A 46 mm-es vastagságú melegen hengerelt minta negyedének mikroszerkezete a teljes vastagság mentén (a), továbbá a vastagság közepéről készült felvételre illesztett, ASTM E112 szerinti 5.0-ös fokozatnak megfelelő háló (b), valamint az ugyanezen pozícióban készült inverz pólusábra (c).



A Zeiss mikroszkóp beépített szoftvere által illesztett háló alapján a 46 mm vastag melegen hengerelt alapanyag ASTM fokozatszáma 5.0, amely 63,5 µm átlagos szemcseméretet jelent. Az EBSD-eljárással készült inverz pólusábrák kiértékeléséből pedig 69 µm-re adódott az átlagos szemcseméret. A kétfajta mikroszerkezet vizsgálati módszere tehát közel azonos eredményt hozott, így megállapítottuk, hogy a kovácsolási kísérletek alapanyagának átlagos szemcsemérete 65–70 µm. Ezt követően az alapanyag mechanikai tulajdonságait is megvizsgáltuk. Az elvégzett keménységmérések és zömítő vizsgálatok eredményeit a kovácsolt darabok vizsgálati eredményeivel együtt, a későbbiekben fogjuk tárgyalni.

A többtengelyű kovácsolási kísérletek paraméterei és programozása

Az alapanyag bevizsgálását követően megterveztük a kovácsolási kísérleteket. A paraméterek definiálása során azt az alapgondolatot követtük, hogy a kovácsolással megvalósított képlékeny alakváltozási mértékek és sebességek lehetőleg legyenek összhangban a 46 mm-es szalag további feldolgozása során, azaz a maradék meleghengerlési szakaszban, illetve a hideghengerlési lépéssor alatt megvalósuló alakváltozási mértékekkel és sebességekkel. Ezzel modellezve a hagyományos gyártástechnológia egyfajta alternatíváját hozruk létre, amely során feltehetően egyfajta határállapot, azaz ultrafinom- vagy nanoszemcsés mikro-

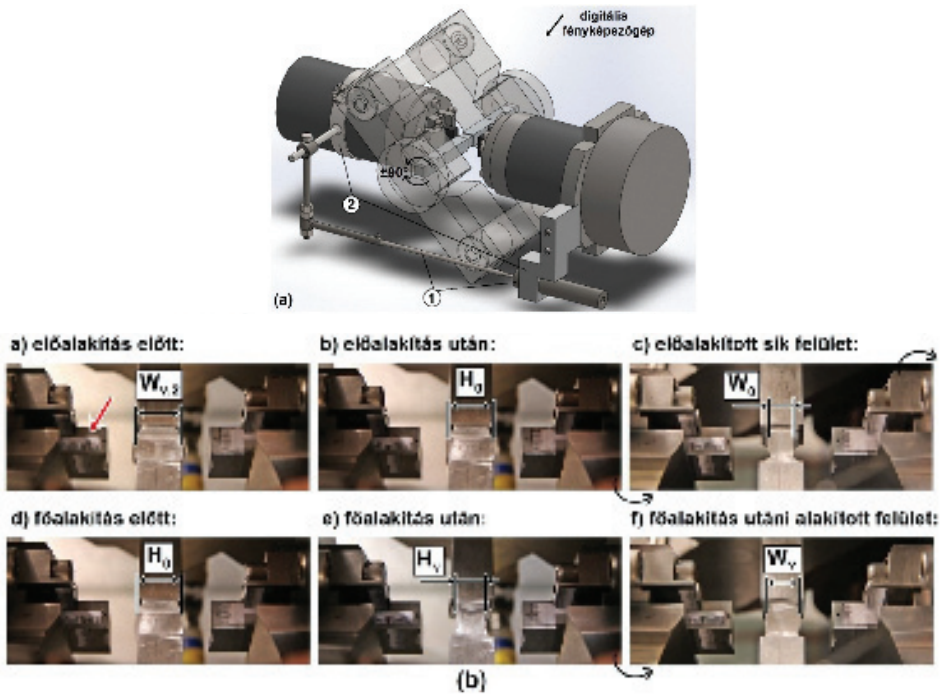
szerkezet és az ebből eredő különleges mechanikai tulajdonságok érhetők el. Az eredeti technológiánál a meleghengerlési végvastagság 6 mm volt, ami a 46 mm-ről történő tovább hengerlés esetében φ_{mh}=2,4 (–) mértékű egyenértékű képlékeny alakváltozást jelent. Az 1,5 mm-es hideghengerlési végvastagságot két közbenső lágyítás beiktatásával, majd egy véglágyítás végrehajtásával kívántuk elérni. A tervezett hideghengerlés φ_{hh}=1,6 (–) egyenértékű képlékeny alakváltozást jelent. A gyártás fennmaradó részében tehát összesen körülbelül $\varphi_{(heng.)}$=4 (–) mértékű egyenértékű képlékeny alakváltozás valósulna meg.

Ezek alapján 18 alakítási lépést tervezetük a többtengelyű kovácsolás során úgy megvalósítani, hogy a lépésenkénti egyenértékű képlékeny alakváltozás mértéke 0,22 legyen, azaz a halmozott alakváltozás elérje a tervezett 4-es mértéket. Ebben az esetben 10 kovácsolási lépés reprezentálná a meleghengerlés fennmaradó részét, míg 8 alakítás a hideghengerlést. A kísérletsorozatban a mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságok változásának nyomon követéséhez közbenső alakítottsági állapotú minták előállítását is terveztük, azaz 2, 6, 10 és 14 kovácsolási lépést is végrehajtunk 1–1 próbatesten. A próbatesteket a melegen hengerelt szalagból vett minták szélességének negyedéből munkáltuk ki, úgy, hogy azok hossztengelye párhuzamos legyen a hengerlési iránnyal.

A 46 mm-es szalag meleghengerlése közben gyűjtött adatokat elemezve megállapítottuk, hogy az utolsó szúrásban a szalag egyes pontjainak átlagos alakváltozási sebessége 1 s^{-1} volt. Az alakított anyagtérfogat repedésének elkerüléséhez ezt az értéket 0,1 s^{-1}-re módosítottuk valamennyi kovácsolási lépésnél. Bár a hideghengerlésre számított alakváltozási sebességek elérhetik a 100–150 s^{-1}-es nagyságrendet is, ezt már nem lehet biztonsággal végrehajtani a szimulátorral.

A szimulációkat négyzet keresztmetszetű, hasábokon végeztük. A szimulátorban a próbatestet két leszorító bilinccsel rögzítettük egy manipulátorhoz az alakítást végző munkahengerekre merőlegesen. A középső, 12×12×12 mm-es anyagtérfogat alakítása 10 mm széles, síkfelületű keményfém szerszámmal történt. A próbatest hossztengely menti forgatását a manipulátor végzi. A berendezés vázlatát a *2. ábra* mutatja be. A Gleeble-rendszer a szerszámmozgások és az alakító erő mellett minden lépés előtt és után rögzíti az alakított térfogatrész geometriáját is.

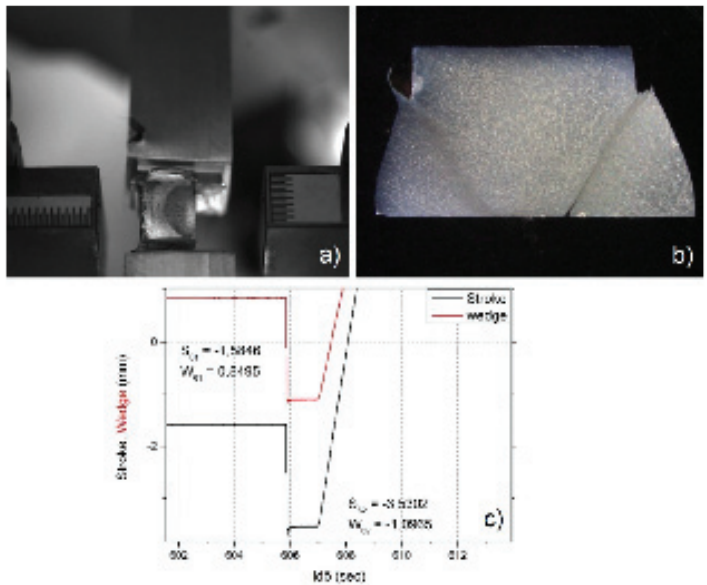
2. ábra. A Gleeble-szimulátor MaxStrain berendezésének magyarázó ábrája (a) és a kovácsolási lépések során rögzített jellegzetes méretek (b).



A paraméterek meghatározását és a próbatestek kimunkálását követően megkezdtük a kovácsolási szimulációk futtatását. Már a 4 lépéses alakítássorozatnál azt tapasztaltuk, hogy repedések jelentek meg a minta szabad felületein, ami az alakíthatóság határának elérését jelentette. Emellett megfigyeltük, hogy az alakított anyagtérfogat a próbatest hossztengelyének középvonalától jelentősen eltolódott, ami nagyban megnehezítette volna a minták további vizsgálatát, például a szakítóvizsgálatok kivitelezését.

A probléma elemzését követően megállapítottuk, hogy a próbatest szárainak maradó deformációja okozza az alakított anyatérfogat eltolódását az első kovácsolási lépésben. Ennek eredményeképpen, a minta fordítását követően, az alakított térfogat két széle a próbatest hossztengelyének középvonalára aszimmetrikusan helyezkedik el. A szerszámonként azonos mértékű elmozdulást biztosító szimulációs program ezt az aszimmetriát nem képes kompenzálni. Az alábbi ábrán mutatjuk be a jelenséget, illetve az aszimmetrikus alakítás és a 10 s^{-1}-os alakváltozási sebesség által okozott törést.

3. ábra. Az alakított anyagtérfogat aszimmetrikus eltolódása (a), valamint annak keresztmetszeti csiszolatán látható repedések (b), illetve a szerszámok alakítás közbeni mozgásának út–idő grafikonja (c).

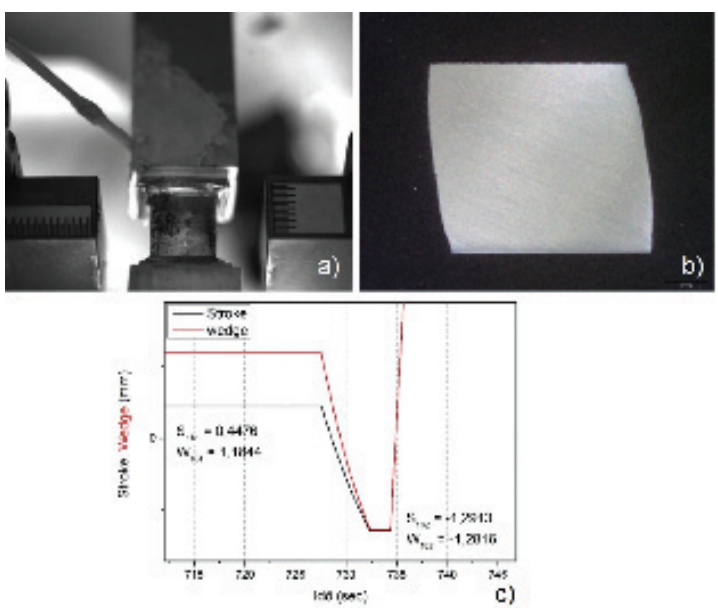


A *3.c ábrán* bemutatott grafikonon a bal (Stroke) és a jobb (Wedge) oldali szerszámok alakítás közbeni mozgásának út–idő grafikonja látható. Az eddig használt szimulációs programnál az eltérő pozícióból induló szerszámok eltérő végpozícióba álltak be, azaz a kezdeti aszimmetria megmarad. A probléma kiküszöböléséhez egy olyan szimulációs programot fejlesztettünk ki, amely képes az előző alakítási lépésben aszimmetrikusan kitolódott alakított anyagtérfogat szabályozott mértékű és sebességű, aszimmetrikus alakítására, visszatolva azt a próbatest középvonalába.

Ehhez a már meglévő programot úgy fejlesztettük tovább, hogy a program minden egyes főalakítás előtt – a kiindulási magasság (L1) mérése után – kiszámítja a tervezett képlékeny alakváltozás megvalósításához szükséges teljes magasságcsökkenést. Ezután – kiindulva a szerszámok jelenlegi kontaktpozíciójából – a program meghatározza, hogy a jobb, illetve a bal oldali szerszámokkal, mennyit kell alakítani ahhoz, hogy az adott alakítási lépés végére a szerszámok végső pozíciója azonos legyen, azaz az alakított térfogat a próbatest hossztengelyére szimmetrikusan helyezkedjen el. A számítást úgy végzi el, hogy az aszimmetrikus anyagtérfogat kiegyenlítéséhez kalkulált jobb és bal oldali magasságcsökkenés összege a meg-

valósítandó teljes magasságcsökkenéssel azonos legyen. Az oldalanként eltérő szerszámmozgási úthossz egyben azt is jelenti, hogy az állandó alakváltozási sebességet biztosító, exponenciális függvény szerint lassuló szerszámmozgási kinetikai függvény is különböző kell legyen a jobb és a bal oldali szerszámhoz. Ezt úgy oldottuk meg, hogy a program az adott alakítás minden egyes mozgatási ciklusában külön-külön kiszámítja az aktuálisan szükséges jobb és a bal oldali szerszámelmozdulást, majd a jobb és a bal oldali szerszámot egyszerre indítva kezdi meg a mozgatást, de a két oldalon eltérő időtartam alatt hajtja végre a ciklust, annak érdekében, hogy az alakváltozási sebesség mindkét oldalon azonos legyen. Mindezeken felül, a többtengelyű kovácsolás programját olyan irányban is továbbfejlesztettük, hogy az alakított anyagtérfogat nyomott területeinek fényképezése és a próbatest forgatási mechanizmusa is automatikus legyen. A *4. ábrán* láthatjuk a jelenlegi kísérletek alapanyagából készült, a továbbfejlesztett programmal alakított próbatestet, annak keresztmetszeti csiszolatát, valamint a szerszámok alakítás közbeni mozgásának út–idő grafikonját.

4. ábra. Az aszimmetrikusan alakított próbatest (a), valamint annak repedésmentes keresztmetszeti csiszolata (b), illetve a szerszámok alakítás közbeni mozgásának út–idő grafikonja (c).



Láthatjuk, hogy az alakított anyagtérfogat a próbatest hossztengelyére szimmetrikus, továbbá a keresztmetszete teljes mértékben repedésmentes. A bal és a jobb oldali szerszámok alakítás közbeni mozgásának út–idő grafikonján láthatjuk, hogy a két szerszám végső pozíciója gyakorlatilag azonos, amellett, hogy az állandó alakváltozási sebességet biztosító szerszámmozgási kinetika is megvalósult. A módosított programmal tehát sikerült elkerülni a próbatestek túlzott aszimmetriáját és az alakított térfogat látható repedezését, illetve törését.

A többtengelyű kovácsolási kísérletek mechanikai kiértékelése

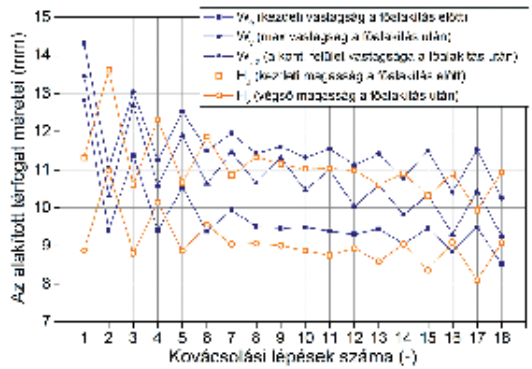
A kovácsolási kísérleteket a Bereczki által korábban leírt kiértékelési módszer segítségével értékeltük. [13] A többtengelyű kovácsolás mechanikai modellezésekor az alakított anyagtérfogatra jellemző feszültségi és alakváltozási állapotot a virtuális sebességek elvével közelítettük. A modell a kontinuummechanika egyik alapegyenletére alkalmazza a virtuális sebességek elvét. Ennek köszönhetően a szimuláció minden egyes erő–elmozdulás adatpárjához meghatározható a H–M–H-elmélet szerinti alakítási szilárdság és plasztikus alakváltozás értéke.

$$J = \iiint_{V_p} I dV + \iint_{A_\tau} \tau_i^* \Delta v_{\tau_i} \, dA + \iint_{A_\Delta} \tau_{\Delta_i} \Delta v_{\Delta_i} dA - \iint_{A_\sigma} t_i^* v_i \, dA - Q_i^* v_{k_i}^* \qquad (1)$$

Ezt felhasználva felvettük a 18 lépéses alakítási folyamat folyásgörbéit. A kovácsolt anyagtérfogat jellemző méreteinek főalakítás előtti és utáni értékei az alakítási lépések előrehaladásával ciklikusan változnak, amint ezt az *5. ábrán* is láthatjuk. Az egyes méretek ciklikusan növekvő majd csökkenő változásának mértéke a 8. kovácsolási lépést követően mérséklődik. A 12. alakítás után azonban újra növekvő különbségeket láthatunk a páros és a páratlan alakítási lépésekhez tartozó értékek vonatkozásában.

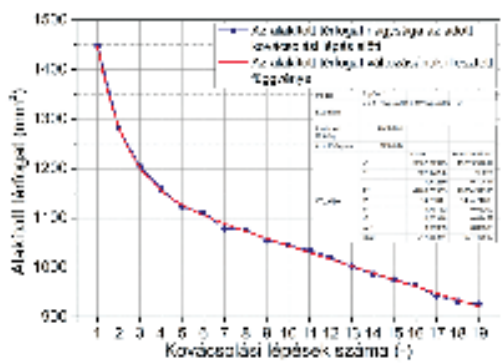
[13] Bereczki, P.–Szombathelyi, V.–Krállics, G. (2014): Determination of flow curve at large cyclic plastic strain by multiaxial forging on MaxStrain System. *International Journal of Mechanical Sciences. 84.* Pp. 182–188.

5. ábra. Az alakított anyagrész méreteinek kiindulási és végső értékei az egyes alakítási lépésekben.



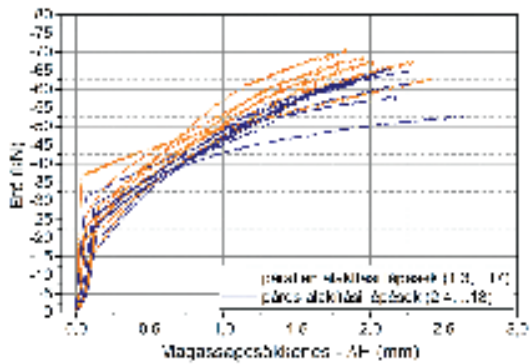
Az alakított anyagtérfogat kovácsolási folyamat alatti változását ábrázoltuk az *6. ábrán*. A törött vonal egyes pontjai az alakított anyagrész adott kovácsolási lépés előtti, pillanatnyi térfogatát adják meg. Az adott kovácsolási lépéshez tartozó kiindulási térfogat számításához az alakított anyagtérfogat kezdeti méreteit használtuk fel. A grafikonon látható folytonos vonal pedig az alakított anyagtérfogat előbbiekben definiált, diszkrét értékeire illesztett függvényt ábrázolja. Ezen függvény adja meg a mechanikai modell számára az alakított anyagrész adott kovácsolási lépés alatti pillanatnyi értékeit.

6. ábra. Az alakított anyagrész térfogatának változása a 18 kovácsolási lépés során.



Az alakítási szilárdság értékeinek számításához, azaz a folyási feszültség meghatározásához, az alakított anyagtérfogat méretein és nagyságán kívül szükség van még az alakító erő és az alakított anyagtérfogat magasságának pillanatnyi értékpárjaira is. A rendszer rugalmas deformációjával korrigált erő magasságcsökkenés-grafikonok az alábbi ábrán láthatók.

7. ábra. A 18 lépéses kovácsolási szimuláció korrigált erő-magasságcsökkenés görbéi.



Az alakított anyagtérfogat kezdeti és végső méreteinek felhasználásával tehát minden egyes kovácsolási lépéshez számítható a sebességmező komponenseinek nagysága, valamint az egyenértékű alakváltozási sebesség és az egyenértékű alakváltozás pillanatnyi értéke. Az alakítási szilárdság pillanatnyi értékeinek számításához az (1) egyenletben bemutatott teljesítményminimum funkcionálját oldjuk meg az előző alakítási kísérletek adatainak segítségével.

$$2Fv_0 = \bar{\xi}(a_0)k_f W B_0 H + m\frac{k_f}{\sqrt{3}}\int_0^{B_0}\int_0^{W}\xi_0\sqrt{x^2 + 2x^2a_0 + x^2a_0^2 + a_0^2y^2}\,dxdy +$$

$$\frac{k_f}{\sqrt{3}}\int_0^{W}\int_0^{H}\xi_0\sqrt{z^2 + a_0^2y^2}\,dydz - 2q\xi_0(1 + a_0)B_0HW \qquad (2)$$

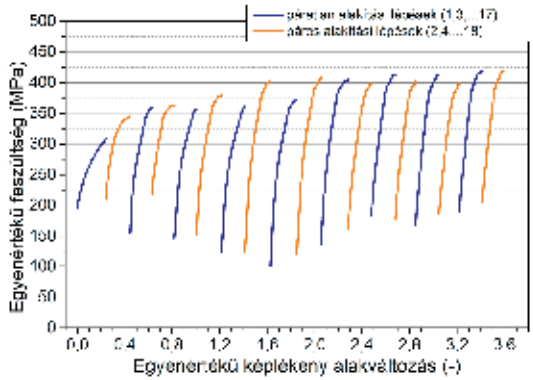
ahol: $\bar{\xi} = \frac{2}{\sqrt{3}}\frac{v_0}{H}\sqrt{1 + a_0 + a_0^2}$ az egyenértékű alakváltozási sebesség.

A kapott diszkrét alakítási szilárdságértékeket a hozzájuk tartozó egyenértékű alakváltozások függvényében ábrázolva, megkaptuk az alakítási szilárdság változását leíró folyásgörbéket. A *8. ábrán* láthatjuk a 18 lépéses kovácsolási szimulációra számított folyásgörbéket a halmozott egyenértékű képlékeny

alakváltozás függvényében. A görbéket az arányossági határnál kettéválasztva, a rugalmas alakváltozási tartományba eső rész eltávolításra került, ugyanis a további vizsgálatok szempontjából csak a képlékeny alakváltozás szakasza releváns.

Hasonlóan az eddigi kísérleteknél tapasztaltakhoz, adott alakítási lépésen belül monoton keményedik az anyag, ami a hagyományos monoton vagy kvázi-monoton hidegalakításra is jellemző, azonban a terhelés irányának megváltozását követően jelentősen csökken az alakítási szilárdság.

8. ábra. A 18 lépéses kovácsolási szimulációra számított folyásgörbék a halmozott egyenértékű képlékeny alakváltozás függvényében ábrázolva.



Összefoglalás, következtetések

A görbék részletesebb vizsgálatakor azt láttuk, hogy a tizedik alakításig a kovácsolási lépések előrehaladásával a folyáshatár, azaz az arányossági határ értéke folyamatosan csökken. Ezzel szemben az alakítások alatti keményedés mértéke egyre inkább növekszik, azaz az egymást követő alakítási lépésekben – ugyanakkora képlékeny alakváltozási mérték mellett – az alakítási szilárdság növekménye egyre nagyobb. Az alakítási keményedés az első kovácsolási lépésben még csak 120 MPa szilárdságnövekedést eredményez, míg a tizedik alakítási lépésnél már közel 300 MPa-al nő az alakítási szilárdság. Szobahőmérsékletű képlékeny alakításnál a keményedés ilyen mértékű növekedésének hátterében a diszlokációk keletkezési és mozgási mechanizmusának megváltozása állhat, amely mélyreható mikroszerkezeti vizsgálatokat igényel. Ezek hatását cikksorozatunk következő részeiben kívánjuk bemutatni. A tizedik alakítás után feltehetően az eddi-

gitől eltérő deformációs mechanizmusok játszódnak le az anyag képlékeny alakváltozása közben, ugyanis az egy kovácsolási lépésen belüli alakítási keményedés mértéke nagyjából állandósul, 200 MPa körüli értékre áll be. Ezzel szemben az anyag folyáshatára növekedésnek indul, a 18. alakítási lépésre 100MPa-ról 205 MPa-ra nő. A 10. alakítási lépés után mind a folyáshatár, mind pedig az alakítási keményedés tekintetében az eddigiektől eltérő tendenciát tapasztalhatunk.

Köszönetnyilvánítás
A jelen cikkben megjelenített eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen" c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá.

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT *–BERECZKI PÉTER **

Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 2. rész

Az alakítási keményedés és a mikrokeménység elemzése

* *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: renko.jozsef@edu.bme.hu

** *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

Összefoglalás: Az elmúlt évtizedekben az intenzív képlékenyalakítás (SPD – Severe Plastic Deformation) technológiája jelentős fejlődésen ment keresztül. Nagyon sok eljárást fejlesztettetek ki, közülük az egyik a többtengelyű kovácsolás. Az SPD-technológia alkalmazásával lehetőségünk nyílik az ultrafinom szövetszerkezetű anyagok előállítására, jelentősen módosítva a jelenleg használt anyagaink mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait. A Gleeble 3800 termofizikai szimulátor MaxStrain egységén végrehajtott többtengelyű kovácsolási kísérletekkel az EN AW-5182-es alumíniumötvözetben végbemenő mikro- és makroszerkezeti változásokat követtük nyomon. A berendezés programozhatóságának köszönhetően kiválóan alkalmas az alakítási folyamat szabályozott megvalósítására, vizsgálatára. Eredményeinket cikksorozatunkban mutatjuk be. Cikksorozatunk második részében a ciklikus folyamatra jellemző alakítási szilárdsággal, valamint az ezzel szorosan összefüggő alakítási keményedéssel foglalkozunk.
Kulcsszavak: Többtengelyű kovácsolás; ciklikus alakítási szilárdság; alakítási keményedés, EN AW-5182 ötvözet.

Abstract: In the last few decades, the Severe Plastic Deformation (SPD) processes have been evolved rapidly and significantly. Several different techniques have been developed, such us the multiple forging. Applying the SPD processes, it is possible to produce bulk ultrafine-grained materials with significantly improved mechanical and microstructural properties. In the recent study, the evolution of macro- and microstructural properties in EN AW-5182 aluminium alloy was investigated followed by multiple forging experiments on the MaxStrain device of a Gleeble thermo-physical simulator. This equipment ensures accurate control on the operational parameters of multiple forging therefore it is suitable to perform well-controlled deforma-

[1] Valiakhmetov, O. R.–Galeyev, R. M.–Salishchev, G. A. (1990): Mechanical Properties of Titanium VT8 Alloy with Submicrocrystalline Structure. *Fizika Metallov I Metallovedenie. 70.* Pp. 204–206.

[2] Szabó, P. J.–Bereczki, P.–Verő, B. (2011): The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. 55.* (1.) Pp. 63–66.

[3] Naser, T. S. B.–Krállics, G. (2012): The effect of multiple forging and cold rolling on bending and tensile behavior of Al 7075 alloy. *Mater. Sci. Forum 729.* Pp. 464–469.

[4] Padap, A. K.–Chaudhari, G. P.–Pancholi, V.–Nath, S. K. (2010): Warm multiaxial forging of AISI 1016 steel. *Mater. Des. 31.* Pp. 3816–3824.

[5] Rezae, A.–Rezaee-Bazzaz, S. A. (2012): Modeling of mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by multiple compressions in a channel die. *Mater. Des. 34.* Pp. 230–234.

[6] Ringeval, S.–Driver, J. H. (2006): A Comparison of Flow Stress and Microstructure Development of Al Alloys in Plane Strain Compression and Multiple Forging. *Materials Science Forum. 519–521.* Pp. 979–984.

[7] Singh, A.–Ghosh, S.–Mula, S. (2015): Simultaneous improvement of strength, ductility and corrosion resistance of Al 2024 alloy processed by cryoforging followed by ageing. *Materials Science and Engineering: A. 65.* (10.) P. 1016.

tion process. The results of this detailed research will be presented in a series of papers. In this second part, the evolution of the flow stress and the related strain hardening are investigated and discussed.
Kulcsszavak: Multiple forging; cyclic flow stress; strain hardening; EN AW-5182 alloy.

Bevezetés

A többtengelyű kovácsolás olyan intenzív képlékenyalakító technológia, amellyel tömbi ultrafinomszemcsés anyag állítható elő. [1], [2], [3] A szövetszerkezet ilyen módon történő átalakításával a szilárdsági tulajdonságok jelentős mértékben javulnak a kiindulási állapothoz képest. [4], [5] Az eljárás előnye más intenzív képlékenyalakító eljáráshoz képest az, hogy a technológia relatíve egyszerű, nem igényel bonyolult szerszámozást vagy a munkadarab összetett előkészítését. [6] Vizsgálatainkhoz ezért a Gleeble 3800 termofizikai szimulátort választottuk. A berendezéssel a kívánt alakítási történet úgy valósítható meg, hogy közben a hőmérséklet, az alakítóerő, az alakítási sebesség, valamint a szerszámmozgások pontosan nyomon követhetők és szabályozhatók.

Cikksorozatunk előző részében részletesen taglaltuk a vizsgált EN AW-5182-es alumíniumötvözet előtörténetét, megmunkálását, valamint a kiértékeléshez használt mechanikai modellt. A kimunkált próbatesteket azonos hőmérsékletre hozva, „ab" alakítási út szerint 18 lépésben alakítottuk készre. [7] A logaritmikus képlékeny alakítás mértéke alakítási lépésenként 0,4 volt. A főalakítások alakítási sebessége 0,1 s^{-1} volt.

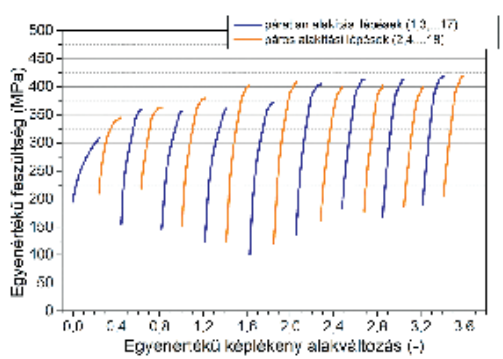
A teljes alakítási folyamat során rögzítettük az idő függvényében a szerszámmozgásokat, az erőt, valamint a hőmérsékletet. A szerszámmozgásokat és az erőt a fizikai szimulátorba épített erő-, illetve elmozdulásmérővel, míg a hőmérsékletet a munkadarab szárának irányából közvetlenül az alakítási zónához csat-

lakoztatott termoelemmel mértük. A teljes vizsgálat alatt a mintavételi frekvencia 100 Hz volt.

A fizikai szimulációk elvégzése után következett a kiértékelés a Bereczki-féle mechanikai modellt alkalmazva. [8] A korábban bemutatott mechanikai modell a kontinuummechanika alapegyenleteit használja fel, kiegészítve őket a virtuális sebességek elvével. A módszertan lényege, hogy a lehetséges sebességmezők közül azt a mezőt keresi meg, ahol az alakítás virtuális teljesítménye a legkisebb. Mivel a természetben mindig a legkisebb energiaváltozással járó esemény következik be, feltételezhetjük, hogy az így megtalált sebességmező fogja a lehető legpontosabban leírni a kontinuum válaszát az igénybevételre. A H–M–H-elmélet szerint így a mérés során rögzített minden erő–elmozdulás adatpárhoz meghatározható az alakítási szilárdság és a képlékeny alakváltozás mértéke.

A módszert felhasználva korábban felvettük a 18 alakítási lépéshez tartozó folyásgörbéket *(1. ábra)*. A görbék megfelelő felhasználásához, illetve a kiértékelés teljességéhez azonban szükség van ezen görbék jellegének pontos leírására, illetve a függvényt leíró paraméterek meghatározására is. Cikksorozatunk második részében az előzőleg kapott folyásgörbéket felhasználva definiáljuk a görbékhez tartozó változó keményedési kitevő függvényeket, valamint bemutatjuk az alakítás hatására megjelenő keménységváltozást.

1. ábra. A 18 lépéses kovácsolási szimulációra számított folyásgörbék a halmozott egyenértékű képlékeny alakváltozás függvényében ábrázolva.



[8] Bereczki, P.–Szombathelyi, V.–Krállics, G. (2014): Determination of flow curve at large cyclic plastic strain by multiaxial forging on MaxStrain System. *International Journal of Mechanical Sciences. 84.* Pp. 182–188.

[9] Ono, K. (1972): Strain-Hardening equations and uniform strain. *MT 3.* Pp. 749–751.

[10] Kleemola, H. J. –Nieminen, M. A. (1974): On the strain-hardening parameters of metals. *MT 5.* Pp. 1863–1866.

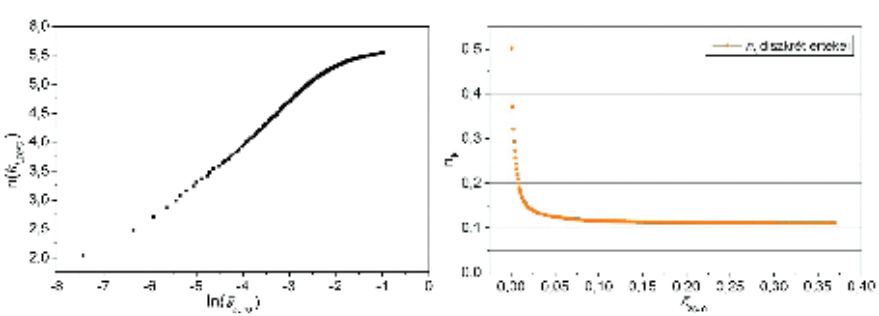
Alakítási keményedés változása és a keményedési kitevő

Az alakítási keményedés mértékének folyamatközi megváltozását kvantitatív módon is lehet jellemezni a keményedési kitevők meghatározásával. Kiszámításukhoz először függvényt illesztettünk a mechanikai modellel meghatározott folyásgörbékre. A hagyományos, konstans n-kitevővel felírt Ludwik-féle egyenlettel nem tudtunk megfelelő illesztési pontosságot elérni, ebből kifolyólag a folyásgörbéket megfelelően leíró függvénytípus megtalálásához először megvizsgáltuk a keményedési kitevő lokális értékeinek változását. [9], [10] Ezen értékek meghatározásához az *1. ábrán* látható 18 folyásgörbe mindegyikéből előállítottuk a $k_{f,zero} - \bar{\varepsilon}_{zero}$ görbéket, azaz a folyásgörbéket úgy transzformáltuk, hogy azok az ($\bar{\varepsilon} = 0$; $k_f = 0$)pontból induljanak ki.

Ezután a $k^{(j)}_{f,zero} - \bar{\varepsilon}^{(j)}_{zero}$ értékpárok természetes alapú logaritmusát véve előállítottuk az $\ln(k^{(j)}_{f,zero}) - \ln(\bar{\varepsilon}^{(j)}_{zero})$ diszkrét értékekből álló logaritmikus görbéket, amelyeknél a szomszédos pontokat összekötő lineáris szakaszok meredekségei jelentik az n_k keményedési kitevő pillanatnyi értékeit. Példaképpen a *2. (a) ábrán* mutatjuk be a 12. terhelési ciklus transzformált folyásgörbéjéből meghatározott logaritmikus görbét. Végül a görbe lokális meredekségeinek számításához differenciáltuk az $\ln(k^{(j)}_{f,zero}) - \ln(\bar{\varepsilon}^{(j)}_{zero})$ görbéket. A 12. terhelési ciklusra ilyen módon meghatározott értékeket a *2. (b) ábra* mutatja be.

2. ábra. A 12. kovácsolási lépésre számított folyásgörbe logaritmikus transzformációja (a), valamint a keményedési kitevő ebből számított lokális értékei (b).

(a) (b)



Látható, hogy a keményedési kitevő értéke nem állandó, hanem exponenciális jelleggel csökken az alakváltozás előrehaladásával. Ez a tendencia valamennyi kovácsolási lépés folyásgörbéjének elemzésekor megfigyelhető volt. Ezen tapasztalatokra alapozva egy olyan függvényt definiáltunk, amelynél az n-kitevő alakváltozástól függ, annak növekedésével exponenciálisan csökken:

$$k_f^{(n)}(\bar{\varepsilon}) = \sigma_0^{(n)} + \sigma_1^{(n)}\left(\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_{max}^{(n-1)}\right)^{\left[c_0^{(n)} + c_1^{(n)}\, exp\left(-\left(\varepsilon - \left(\varepsilon_c^{(n)} + \varepsilon_{max}^{(n-1)}\right)\right)/c_2^{(n)}\right)\right]} \qquad (1)$$

ahol: n az adott kovácsolási lépés sorszámát jelölő index,

$\sigma_0^{(n)}$ a folyás megindulásához szükséges kezdeti alakítási szilárdság (arányossági határ) (MPa),

$\sigma_1^{(n)}$ szilárdsági együttható (MPa),

$c_0^{(n)}, c_1^{(n)}, c_2^{(n)}$ a keményedési kitevő változását leíró belső függvény illesztési együtthatói,

$\varepsilon_c^{(n)}$ a differenciálgörbe inflexiós pontjához tartozó alakváltozás nagyságrendjébe eső alakváltozási együttható,

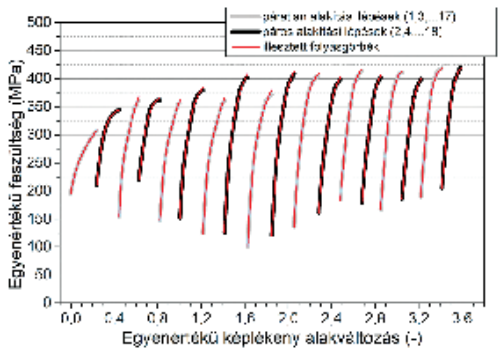
$\bar{\varepsilon}_{\max}^{(n-1)}$ az adott kovácsolási lépés végére elért halmozott egyenértékű alakváltozás.

Ezzel a módosított függvénnyel már valamennyi folyásgörbét megfelelő pontossággal tudtuk illeszteni, ugyanis a korrelációs együttható négyzete valamennyi görbénél meghaladta a 0,995-ös értéket. A *3. ábra* szemlélteti a függvényillesztések eredményeképpen kapott folyásgörbéket, illetve azok hátterében, szürke és fekete szimbólumokkal a mechanikai modellel számított egyenértékű feszültség-egyenértékű képlékeny alakváltozás értékpárokat.

[11] Milligan, R. V.–Koo, W. H.–Davidson, T. E. (1966): The Bauschinger Effect in a High-Strength Steel. *ASME. J. Basic Eng. 88.* (2.) Pp. 480–488.

[12] Mamun, A.–Moat, R. J.–Kelleher, J.–Bouchard, P. (2017): Origin of the Bauschinger effect in a polycrystalline material. *Mater. Sci. and Eng. A*. P. 707.

3. ábra. A 18 lépéses kovácsolási szimulációra számított egyenértékű feszültség–egyenértékű képlékeny alakváltozás értékpárokra illesztett folyásgörbék.



Ezek a függvények tehát tartalmazzák a keményedési kitevő változását leíró összefüggéseket is. Az egyes kovácsolási lépésekre meghatározott együtthatókat behelyettesítve az alábbi kifejezésbe, előállítottuk a keményedési kitevő változását leíró görbéket:

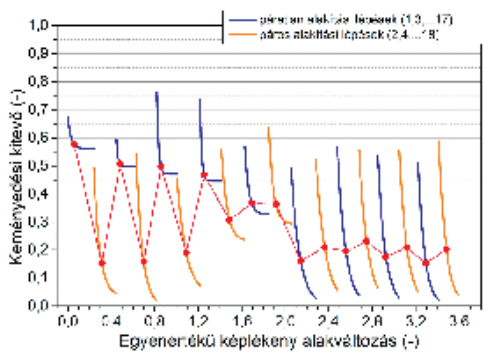
$$n_k^{(n)}(\bar{\varepsilon}) = c_0^{(n)} + c_1^{(n)}\, exp\left(-\left(\bar{\varepsilon} - \left(\varepsilon_c^{(n)} + \bar{\varepsilon}_{max}^{(n-1)}\right)\right)/c_2^{(n)}\right) \qquad (2)$$

Az egyes terhelési ciklusokra meghatározott függvényeket a *4. ábra* szemlélteti. Láthatjuk, hogy előzetes várakozásainknak megfelelően a keményedési kitevő minden alakítási lépésben exponenciális jelleggel csökken. Az egyes terhelési ciklusok határán, az alakítási szilárdságnál tapasztaltakhoz hasonlóan, jelentős mértékben változik a keményedési kitevő értéke. Ez a jelenség szoros összefüggésben van a terhelés irányának megváltozását kísérő Baushinger-jellegű effektussal, hiszen az alakítási szilárdság csökkenését követő, a következő alakítás elején tapasztalható intenzív keményedés által kísért feszültségnövekedéshez értelemszerűen a keményedési kitevő nagyobb értékei kapcsolódnak. [11], [12] Összességében tehát a keményedési kitevő értékei is ciklikusan változnak a képlékeny alakváltozás halmozódásával, hasonlóan az alakítási szilárdsághoz.

Megfigyelhető továbbá, hogy a 10. alakítási lépésig jelentős különbségek vannak a páros és a páratlan kovácsolási lépések n-kitevőinek nagysága között. A kovácsolási folyamat előrehaladásával fokozatosan csökken az említett különbség mértéke, mely-

nek eredményeképpen, a 10. alakítási lépést követően az egyes kovácsolási ciklusok keményedési kitevői között már szinte nincs különbség. A keményedési kitevők ilyen mértékű eltérése az alapanyag anizotrópiájára enged következtetni. A hengerlési iránnyal párhuzamosan kimunkált próbatesteken a többtengelyű kovácsolás egyik alakítási iránya a szalag vastagsági, míg a másik a szalag szélességi iránya. Ebből következik, hogy az alakítás két irányára jellemző, kiindulási anyagtörvény feltételezhetően eltérő.

4. ábra. A keményedési kitevők és azok integrálközepének változása a 18 lépéses többtengelyű kovácsolási szimuláció során a halmozott egyenértékű alakváltozás függvényében.



A pillanatnyi keményedési kitevők tendenciózus változásának kimutatására minden egyes kovácsolási lépéshez meghatároztunk egy-egy úgynevezett egyenértékű keményedési kitevőt. Ezzel szemléletesen jellemezhető az anyag keményedési viselkedése a kovácsolás előrehaladása során.
Az $\bar{n}_k^{(n)}$ egyenértékű keményedési kitevő értékeinek az $n_k^{(n)}(\bar{\varepsilon})$ függvények integrálközepeit feleltettük meg. Az alábbi számítási lépések végrehajtásával, minden terhelési ciklusra meghatároztuk az $\bar{n}_k^{(n)}$ egyenértékű keményedési kitevőt és az ahhoz tartozó $\bar{\varepsilon}_k^{(n)}$ halmozott egyenértékű képlékeny alakváltozást:

$$\bar{n}_k^{(n)} = \frac{1}{\Delta\bar{\varepsilon}^{(n)}} \int_0^{\varepsilon_{max}^{(n)}} n_k^{(n)}(\bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \rightarrow \bar{n}_k^{(n)} = n_k^{(n)}(\bar{\varepsilon}_k^{(n)}) \rightarrow \bar{\varepsilon}_k^{(n)} \qquad (3)$$

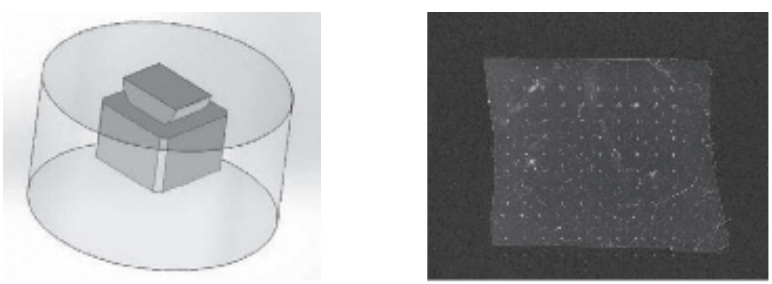
Az így meghatározott $\bar{n}_k^{(n)} - \bar{\varepsilon}_k^{(n)}$ értékpárokat a *4. ábrán* látható piros görbe mutatja. Az egyenértékű kitevők jól szemléltetik a keményedési kitevő előzőekben említett, csökkenő különbségű ciklikus változását. A 10. kovácsolási lépést követően – hasonlóan a keményedés mértékéhez – az egyenértékű keményedési kitevő értékei is közelítőleg állandók maradnak. A fentiekből azt a következtetést vonhatjuk le, hogy 10–11. alakítási lépés elérésével átkovácsolódik az anyag.

A többtengelyű kovácsoláson átesett minták keménysége

A keménység-kovácsolási folyamat alatti változásának nyomon követéséhez Vickers-típusú mikrokeménység-méréseket végeztük a különböző mértékben alakított próbatesteken. A méréseket egy CSM Micro Combi Tester típusú automata keménységmérő berendezésen hajtottuk végre 10 N-os terhelő erővel és 10 sec-os terhelési időtartammal. A keménységeket az alakított anyagrész azon középkeresztmetszetén végeztük, amely merőleges a próbatest hossztengelyére. A próbatesteket előkészítése során félbe vágtuk a hossztengelyre merőlegesen, majd az *5. (a) ábrán* látható módon a szárat levágva beágyaztuk. Beágyazást követően a minta felületét egyre finomabb szemcséjű csiszoló papíron csiszoltuk, végül políroztuk. A végső polírozást 1 μm-es gyémánt szuszpenzióval végeztük. A beágyazott, keménységmérésre előkészített próbatest modelljét, valamint az egyik mintán elhelyezett keménységmérési lenyomatokat az *5. ábrán* láthatjuk.

5. ábra. A beágyazott, keménységmérésre előkészített próbatest modellje (a), valamint az egyik mintán elhelyezett keménységmérési lenyomatokról készült fotó (b).

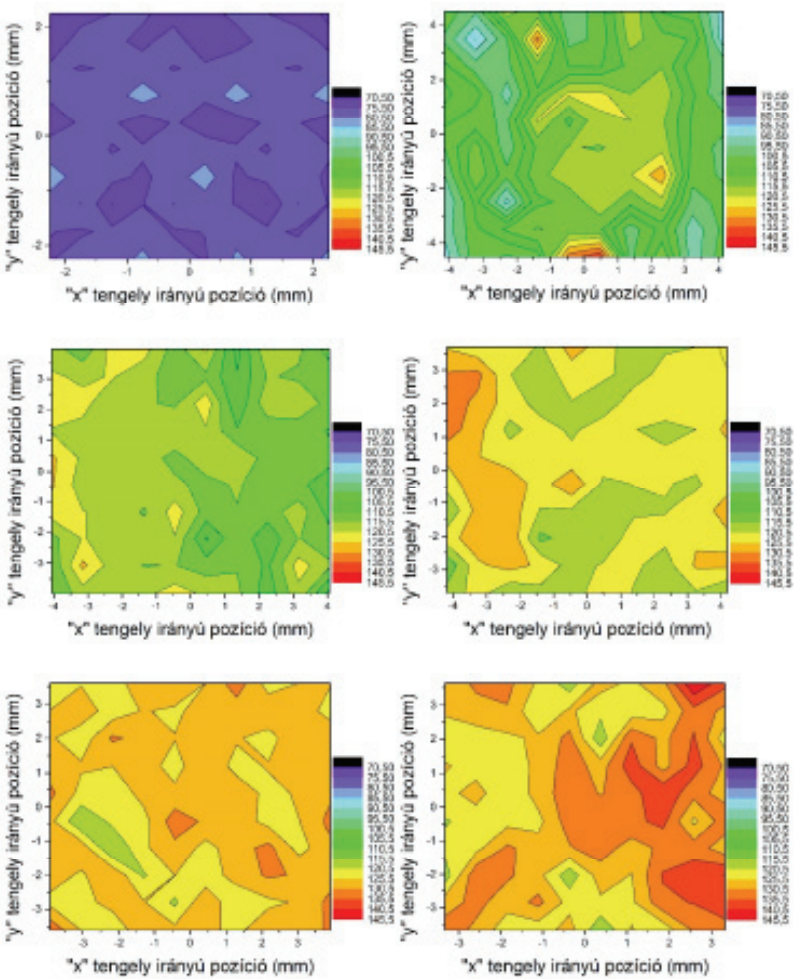
(a) ***(b)***



A próbatestek alakított anyagrészének térfogata a terhelési ciklusok előrehaladásával folyamatosan csökken, ezért az összehasonlíthatóság érdekében meg kellett határozni egy olyan koordináta-rendszert, amely mind az öt kovácsolt próbatesten és az alakítatlan mintán is ugyanúgy felvehető. A mérési pontok pozicionálásához használt derékszögű koordináta-rendszer középpontját minden esetben a vizsgált keresztmetszet geometriai középpontjában vettük fel, az első keménységmérési lenyomat elhelyezésével. Ezt követően olyan osztásközzel mérettük végig a keménységeket a szerszámmozgás irányában, illetve az arra merőlegesen, hogy mindkét irányban 10 darab egyenlő osztásközű lenyomat keletkezzen, a lehető legnagyobb területet lefedve. Ezáltal valamennyi mintán 100 darab keménységet mértünk.

A mért keménységértékek a [70,5...145,5] HV intervallumban estek. A kapott adatok felhasználásával elkészítettük a keresztmetszeti keménységtérképeket, amelyeken a keménységeloszlást különböző színekkel jelöltük úgy, hogy a teljes keménységi intervallumot 5 HV szélességű, egyenlő osztásközű tartományokra bontot [illegible] ának keresztmetszeti kemé

6. á ***nták***



[13] Ross, R. (1996): *Bias and standard deviation due to Weibull parameter estimation for small data sets.* Dielectrics and Electrical Insulation. IEEE Transactions on. 3. Pp. 28–42.

A többtengelyű kovácsolás keménységre gyakorolt hatásának kvantitatív jellemzéséhez elvégeztük az alapanyaghoz és az egyes próbatestekhez tartozó keménységi adathalmazok statisztikai kiértékelését. A statisztikai kiértékeléshez az egy mintához tartozó keménységi adatokat 5 HV szélességű intervallumok szerint kvantáltuk, így előállítva a gyakorisági csoportokat. Ezután elvégeztük a gyakorisági csoportok ábrázolásával előálló gyakoriság hisztogramok területegységre történő normálását az alábbi összefüggés szerint:

$$A = \Delta C \sum_{j=1}^{a} \frac{x_j}{X_{HV}}; \;\; A{:=}\,1 \tag{4}$$

A normált relatív gyakoriságok statisztikai leírásához a 3-paraméteres, folytonos Weibull-féle valószínűség-eloszlást használtuk (Ross, 1966). Majd függvényillesztéssel meghatároztuk a keménységi adathalmazok sűrűségfüggvényeinek együtthatóit az (5) egyenlet szerint.

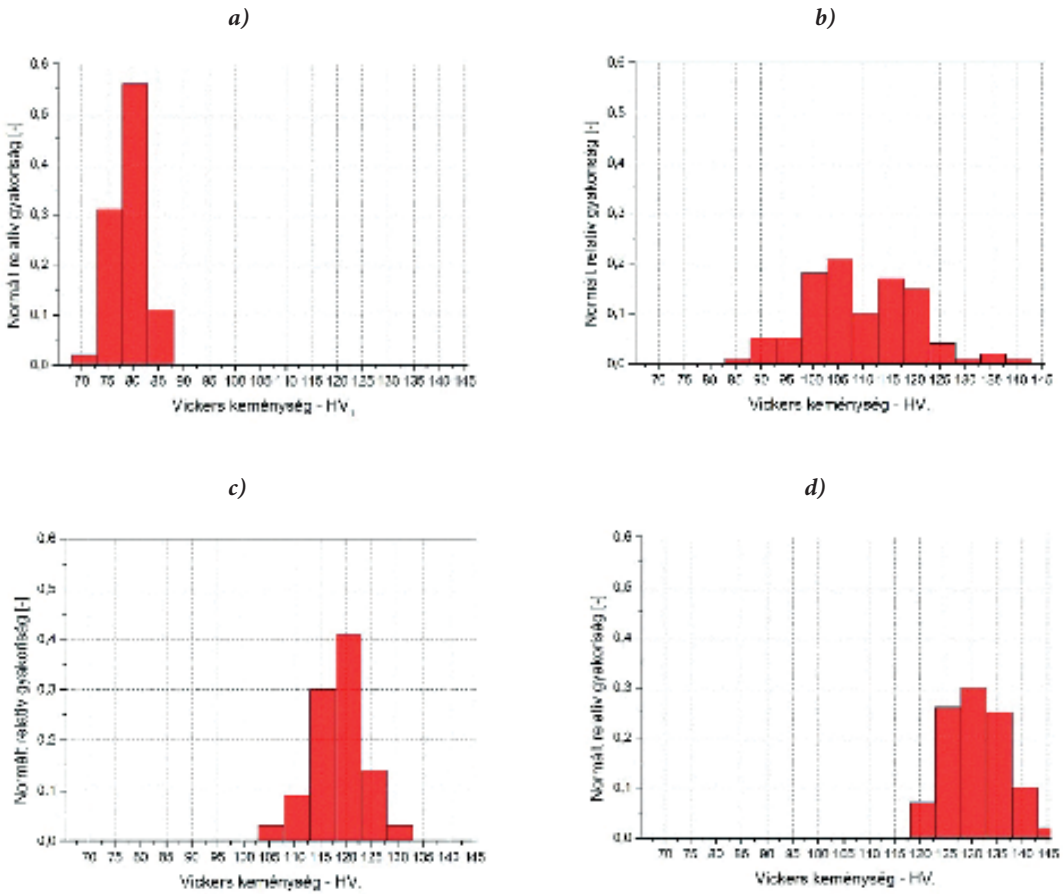
$$f(x_W) = \mu_W \beta_W{}^{-\mu_W} (x_W - \alpha_W)^{\mu_W - 1} \, exp\left(-\left(\frac{x_W - \alpha_W}{\beta_W}\right)^{\mu_W}\right) \tag{5}$$

A kapott együtthatókat behelyettesítve a (6) egyenletbe megkaptuk a keménységi adathalmazok kumulatív eloszlásfüggvényeit.

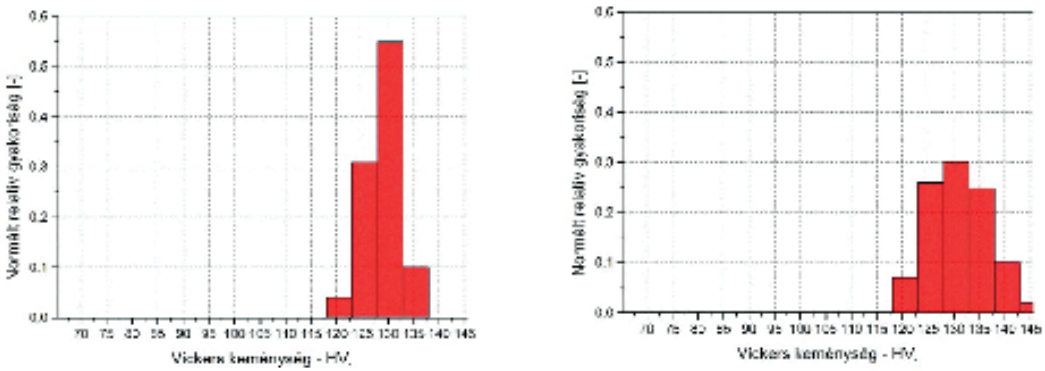
$$F(x_W) = 1 - exp\left(-\left(\frac{x_W - \alpha_W}{\beta_W}\right)^{\mu_W}\right) \tag{6}$$

Végül a 94% feletti korrelációval illeszkedő sűrűségfüggvények együtthatóinak felhasználásával meghatároztuk a Weibull-eloszlás egyes statisztikai mérőszámait, a mediánt, a móduszt és a varianciát. A *7. ábrán* láthatók az alapanyag és a különböző mértékben kovácsolt próbatestek keménységi adathalmazainak feldolgozásából kapott normált relatív gyakoriság hisztogramok.

7. ábra. Az alapanyagon (a) és a 2 (b), 6 (c), 10 (d), 14 (e), illetve 18 (f) lépésben kovácsolt mintákon mért keménységértékek normált relatív gyakoriság hisztogramjai.



e) *f)*



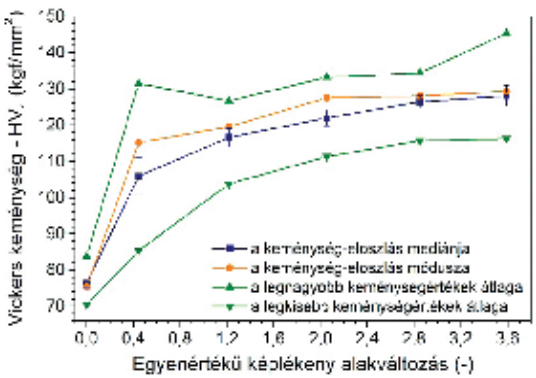
A mért keménységértékek tartományának szemléltetéséhez, az egyes keménységi adathalmazok adott számú, legkisebb és legnagyobb keménységértékének átlagát is kiszámítottuk. Ezen mérőszámok meghatározásához minden keménységmérési sorozatból annyi keménységértéket vettünk be a számításba, amennyi az adott próbatesten felvett összes keménységmérési lenyomat 10%-ának felelt meg. Az *1. táblázat*ban az alapanyagon és a különböző mértékben kovácsolt próbatesteken mért keménységi adathalmazokat jellemző statisztikai mérőszámokat foglaltuk össze.

1. táblázat. Az alapanyagon és a különböző mértékben kovácsolt próbatesteken mért keménységi adathalmazokat jellemző statisztikai mérőszámok.

	alap-anyag	**2. ciklus**	**6. ciklus**	**10. ciklus**	**14. ciklus**	**18. ciklus**
Min. átlag (HV1)	70,4	85,3	103,8	111,3	115,7	116,3
Max. átlag (HV1)	83,7	139,8	126,7	133,2	134,4	145,3
Módusz (HV1)	75,3	115,2	119,5	127,5	128,1	129,3
Medián (HV1)	76,3	105,9	116,6	122,0	126,4	128,1
Szórás (HV1)	2,65	10,62	5,04	4,30	3,41	5,82

A fenti táblázatban található keménységi mérőszámokat a *8. ábrán*, a többtengelyű kovácsolás során halmozódó képlékeny alakváltozás függvényében, egy összesített grafikonon is bemutatjuk. Az alapanyagra vonatkozó értékeket, mint a kovácsolás szempontjából alakítatlan állapotot, a nulla alakváltozáshoz társítottuk.

8. ábra. Az alakítatlan alapanyag és a 2, a 6, a 10, a 14 és a 18 lépésben kovácsolt próbatestek alakítási irányokkal párhuzamos keresztmetszetének keménységi mérőszámai.



Összefoglalás, következtetések

Szemrevételezéssel összehasonlítva a keménységtérképeket, látható, hogy mind az alapanyag, mind pedig a különböző mértékben kovácsolt darabok keménységeloszlása közelítőleg egyenletes. A keménységértékek relatív eltérése egy-egy vizsgált keresztmetszeten belül sem haladta meg a 18%-ot. Ez a mérőszám a korábbi kísérletekben kovácsolt EN AW-6082-es alumíniumötvözetből készült daraboknál elérte a 45%-ot is (Naser 2014). Emellett az is látható, hogy a többtengelyű kovácsolás hatására, az alakítási lépések növelésével a keménység folyamatosan nőtt.

Már a 2. kovácsolási lépést követően jelentős keménységnövekedés következik be, a kovácsolási folyamat további előrehaladása során pedig mind a keménységértékek mediánjai, mind a módusz értékei monoton növekednek.

[14] Naser, T. S. B.–Bobor, K.–Krallics, G. (2014): Tensile behavior of multiple forged 6082 Al alloy. *Periodica Polytechnica – Mechanical Engineering. 58.* (2.) Pp. 113–117.

A kovácsolási folyamat végére a legnagyobb keménységértékek átlaga meghaladja a 140 HV1-et. A keménység ilyen mértékű változása pedig jelentős szilárdságnövekedést feltételez.

Köszönetnyilvánítás
A jelen cikkben megjelenített eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen" c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá.

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT *–BERECZKI PÉTER **

Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 3. rész

Mechanikai anyagvizsgálat egytengelyű zömítéssel és szakítóvizsgálattal

Összefoglalás: Az elmúlt évtizedekben az intenzív képlékenyalakítás (SPD – Severe Plastic Deformation) technológiája jelentős fejlődésen ment keresztül. Nagyon sok eljárást fejlesztettetek ki, közülük az egyik a többtengelyű kovácsolás. Az SPD-technológia alkalmazásával lehetőségünk nyílik az ultrafinom szövetszerkezetű anyagok előállítására, jelentősen módosítva a jelenleg használt anyagaink mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait. A Gleeble 3800 termofizikai szimulátor MaxStrain egységén végrehajtott többtengelyű kovácsolási kísérletekkel az EN AW-5182-es alumíniumötvözetben végbemenő mikro- és makroszerkezeti változásokat követtük nyomon. A berendezés programozhatóságának köszönhetően kiválóan alkalmas az alakítási folyamat szabályozott megvalósítására, vizsgálatára. Eredményeinket cikksorozatunkban mutatjuk be. Cikksorozatunk harmadik részében a vizsgált anyagminőség egytengelyű zömítő-, és szakítóvizsgálatával, illetve azok eredményeivel foglalkozunk.
Kulcsszavak: Többtengelyű kovácsolás; mechanikai és alakíthatósági tulajdonságok; EN AW-5182 ötvözet.

Abstract: In the last few decades, the Severe Plastic Deformation (SPD) processes have been evolved rapidly and significantly. Several different techniques have been developed, such us the multiple forging. Applying the SPD processes, it is possible to produce bulk ultrafine-grained materials with significantly improved mechanical and microstructural properties. In the recent study, the evolution of macro- and microstructural properties in EN AW-5182 aluminium alloy was investigated followed by multiple forging experiments on the MaxStrain device of a Gleeble thermo-physical simulator. This equipment ensures accurate control on the operational parameters of multiple forging therefore it is suitable to perform well-controlled

* *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: renko.jozsef@edu.bme.hu

** *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

[1] Valiakhmetov, O. R.–Galeyev, R. M.–Salishchev, G. A. (1990): Mechanical Properties of Titanium VT8 Alloy with Submicrocrystalline Structure. *Fizika Metallov I Metallovedenie. 70.* Pp. 204–206.

[2] Szabó, P. J.–Bereczki, P.–Verő, B. (2011): The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. 55.* (1.) Pp. 63–66.

[3] Naser, T. S. B.–Krállics, G. (2012): The effect of multiple forging and cold rolling on bending and tensile behavior of Al 7075 alloy. *Mater. Sci. Forum 729.* Pp. 464–469.

[4] Padap, A. K.–Chaudhari, G. P.–Pancholi, V.–Nath, S. K. (2010): Warm multiaxial forging of AISI 1016 steel. *Mater. Des. 31.* Pp. 3816–3824.

[5] Rezae, A.–Rezaee-Bazzaz, S. A. (2012): Modeling of mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by multiple compressions in a channel die. *Mater. Des. 34.* Pp. 230–234.

[6] Ringeval, S.–Driver, J. H. (2006): A Comparison of Flow Stress and Microstructure Development of Al Alloys in Plane Strain Compression and Multiple Forging. *Materials Science Forum. 519–521.* Pp. 979–984.

[7] Singh, A.–Ghosh, S.–Mula, S. (2015): Simultaneous improvement of strength, ductility and corrosion resistance of Al 2024 alloy processed by cryoforging followed by ageing. *Materials Science and Engineering: A. 65.* (10.) P. 1016.

deformation process. The results of this detailed research will be presented in a series of papers. In this third part, the uniaxial compression and tensile tests of the forged specimens are preformed and evaluated.
Keywords: Multiple forging; mechanical and formability properties; EN AW-5182 alloy.

Bevezetés

A többtengelyű kovácsolás olyan intenzív képlékenyalakító technológia, amellyel tömbi ultrafinomszemcsés anyag állítható elő. [1], [2], [3] A szövetszerkezet ilyen módon történő átalakításával a szilárdsági tulajdonságok jelentős mértékben javulnak a kiindulási állapothoz képest. [4], [5] Az eljárás előnye más intenzív képlékenyalakító eljáráshoz képest az, hogy a technológia relatíve egyszerű, nem igényel bonyolult szerszámozást vagy a munkadarab összetett előkészítését. [6] Vizsgálatainkhoz ezért a Gleeble 3800 termofizikai szimulátort választottuk. A berendezéssel a kívánt alakítási történet úgy valósítható meg, hogy közben a hőmérséklet, az alakítóerő, az alakítási sebesség, valamint a szerszámmozgások pontosan nyomon követhetők és szabályozhatók.

Cikksorozatunk első két részében részletesen taglaltuk a vizsgált EN AW-5182-es alumíniumötvözet előtörténetét és megmunkálását; a kiértékeléshez használt mechanikai modellt; az alakítási keményedés hatását; valamint a keményedési kitevő alakváltozásfüggését.

A kimunkált próbatesteket azonos hőmérsékletre hozva, „ab" alakítási út szerint 18 lépésben alakítottuk készre. [7] A logaritmikus képlékeny alakítás mértéke alakítási lépésenként 0,4 volt. A főalakítások alakítási sebessége 0,1 s-1 volt. A teljes alakítási folyamat során rögzítettük az idő függvényében a szerszámmozgásokat, az erőt, valamint a hőmérsékletet.

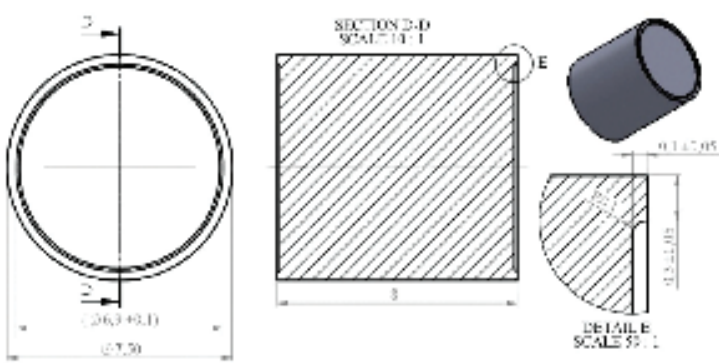
A szerszámmozgásokat és az erőt a fizikai szimulátorba épített erő-, illetve elmozdulásmérővel, míg a hőmérsékletet a munkadarab szárának irányából közvetlenül az alakítási zónához csatlakoztatott termoelemmel. A teljes vizsgálat alatt a mintavételi frekvencia 100 Hz volt.

Cikksorozatunk harmadik részében az alakított munkadarabból szakító, illetve zömítő próbatesteket munkáltunk ki a munkadarab különböző tengelyei mentén. A kimunkált próbatesteket egytengelyű igénybevétellel terheltük teljes tönkremenetelig, majd a kapott folyásgörbéket összevetettük a korábban a Bereczki-féle mechanikai modellel meghatározott, a kovácsolási folyamatra jellemző folyásgörbékkel.

A kovácsolt próbatestek zömítővizsgálata

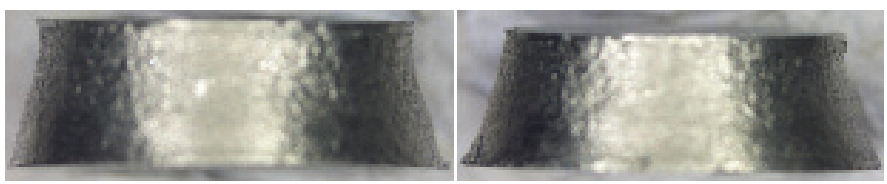
Mivel a keménységmérésekhez az alakított próbatesteket a hossztengelyükre merőlegesen el kellett vágni, így a mechanikai anyagvizsgálatokhoz további öt próbatesten kellett elvégezni a többtengelyű kovácsolást. A hengeres próbákat a kovácsolt darabok hossztengelyével párhuzamosan (x-irány) munkáltuk ki, ezáltal képet kaphattunk az alakított anyagrész harmadik, az alakítási irányokra merőleges irányú képlékenységi és szilárdsági tulajdonságairól. A szabatos összehasonlítás érdekében valamennyi zömítő próbát azonos méretekkel munkáltuk. A zömítéshez használt próbatestek méretét a 18 alakítási lépésen átesett kovácsdarab alakított anyagtérfogatának méretei határozták meg, hiszen a hosszirányú anyagkiáramlás miatt ennek a legkisebbek befoglaló méretei. Az előbbi feltételekből kiindulva, 7,5 mm átmérőjű, 8 mm magas zömítő próbákat munkáltunk ki valamennyi próbatestből, illetve az alapanyagból is. A zömítő próbatest műhelyrajzát az *1. ábrán* láthatjuk.

1. ábra. A zömítő vizsgálatnál használt próbatestek műhelyrajza.



A szerszám és a próbatest közötti súrlódás csökkentése érdekében a próbatestek homlokfelületébe a Rastegaev-módszer szerinti süllyesztést munkáltuk bele, 0,1 mm mélységben és 0,3 mm szélességű peremmel. [8], [9], [10] A zömítések során 0,15 mm vastagságú, a süllyesztékbe illeszkedő teflon korongot használtunk a súrlódás okozta hordósodás minimalizálásához. A zömítő vizsgálatokat egy MTS 810 típusú hidraulikus anyagvizsgáló berendezésen végeztük. Valamennyi próbatestet a kiindulási magasság felére nyomtuk össze, 5 mm/min sebességgel. A vizsgálatokat több lépésben, erővezérlés mellett végeztük. Az egyes lépések között mértük a próbatest magasságát, valamint a hengerpalást legkisebb és legnagyobb átmérőjét, ugyanis azt tapasztaltuk, hogy az alapanyag és a kovácsolt darabok is anizotróp mechanikai viselkedést mutattak. A zömítések során a *2. ábrán* látható, különös jelenséget tapasztaltuk.

2. ábra. A kovácsolt próbatestekből kimunkált zömítő próbák alakítás utáni alakja.



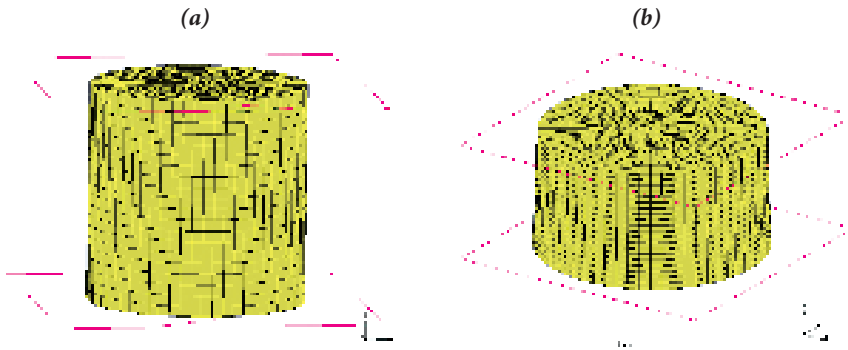
Az alapanyag kivételével a többi próbatest nem egyenes falú hengerré deformálódott a zömítés végére, hanem csonka kúp alakot vett fel. A jelenség háttere feltételezhetően az, hogy a próbatest hossztengelyének irányában az anyagtörvény változik az „x" koordináta függvényében. Ennek egyik oka lehet, hogy az egyes kovácsolási lépésekben alkalmazott szerszámmozgás irányú, φ_e=0,06 mértékű előalakítás különböző nagyságú deformációt jelent az x-tengely mentén, ugyanis az előalakításnak alávetett íves felület szerszámmozgás irányú magassága is eltérő. Az előalakítástól függő, az x-tengely mentén változó anyagtörvényt feltételező hipotézisünk igazolására az MSC.Marc szoftverrel készítettünk egy szimulációt, amelyben az előalakítás mértékének különbsége a hengeres munkadarab két vége között 30% volt, amelyet a folyási feltételek változtatásával modelleztünk. A 8 mm-es kiindulási magasságú próbatestet 4 mm-esre zömítve, a szimulációban is megfigyelhető a csonka kúphoz hasonló geometria *(3. ábra)*.

[8] Alexandrov, S.–Vilotic, D.–Konjovic, Z.–Vilotic, M. (2012): An Improved Experimental Method for Determining the Workability Diagram. *Experimental Mechanics. 53.*

[9] Reiss, W.–Pohlandt, K. (1986): The Rastegaev upset test – a method to compress large material volumes homogeneously. *Exp Technique 10.* Pp. 20–24.

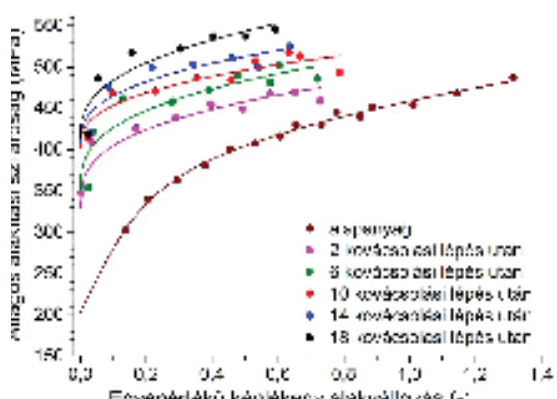
[10] Shirgaokar, M. (2005): Flow stress and formability. In: Altan, T.–Nagaile, G.–Shen, G.(Eds): Cold and hot forging. *ASM International.* Pp. 25–36.

3. ábra. A szimulált zömítő vizsgálat során alakított próbatest alakja a zömítés előtt (a) és után (b).



A zömítő vizsgálatok kiértékelésének első megközelítésében nem vettük figyelembe a próbatestek anizotróp alakváltozását, illetve az anyagtörvény hossztengely menti változását. A folyásgörbék meghatározásához tehát az átlagos alakítási szilárdságokat számítottuk ki a próbatest magasságának felénél mért átmérők felhasználásával. A zömítések egyes szakaszaihoz meghatározott diszkért alakításiszilárdság-értékeket a *4. ábrán* látható grafikonon, az egyenértékű képlékeny alakváltozás függvényében ábrázoltuk.

4. ábra. Az alapanyag és a különböző mértékben kovácsolt próbatestek zömítő vizsgálattal felvett folyásgörbéi.



A következő lépésben a többtengelyű kovácsolási kísérletek kiértékeléséhez kifejlesztett, (1) formula szerinti, változó n-kitevős folyásgörbe egyenletet illesztettük az alakítási szilárdság diszkrét értékeire. Az egyenlet felépítése és alkalmazása cikksorozatunk előző részében már részletesen bemutatásra került, így annak részleteivel most nem foglalkozunk.

$$k_f^{(n)}(\bar{\varepsilon}) = \sigma_0^{(n)} + \sigma_1^{(n)}\left(\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_{max}^{(n-1)}\right)^{\left[c_0^{(n)} + c_1^{(n)}\, exp\left(-\left(\varepsilon - \left(\varepsilon_c^{(n)} + \varepsilon_{max}^{(n-1)}\right)\right)/c_2^{(n)}\right)\right]} \quad (1)$$

ahol: n az adott kovácsolási lépés sorszámát jelölő index,

$\sigma_0^{(n)}$ a folyás megindulásához szükséges kezdeti alakítási szilárdság (arányossági határ) (MPa),

$\sigma_1^{(n)}$ szilárdsági együttható (MPa),

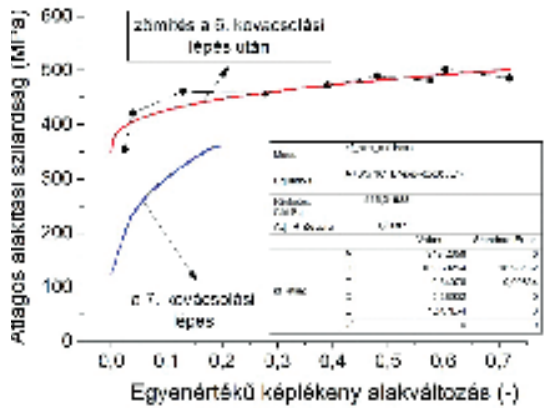
$c_0^{(n)}, c_1^{(n)}, c_2^{(n)}$ a keményedési kitevő változását leíró belső függvény illesztési együtthatói,

$\varepsilon_c^{(n)}$ a differenciálgörbe inflexiós pontjához tartozó alakváltozás nagyságrendjébe eső alakváltozási együttható,

$\bar{\varepsilon}_{\max}^{(n-1)}$ az adott kovácsolási lépés végére elért halmozott egyenértékű alakváltozás.

Az előző formula felhasználását az *5. ábrán* mutatjuk be, ahol a 6 lépésben kovácsolt minta zömítő vizsgálatából meghatározott alakításiszilárdság-értékekre illesztettünk folyásgörbét.

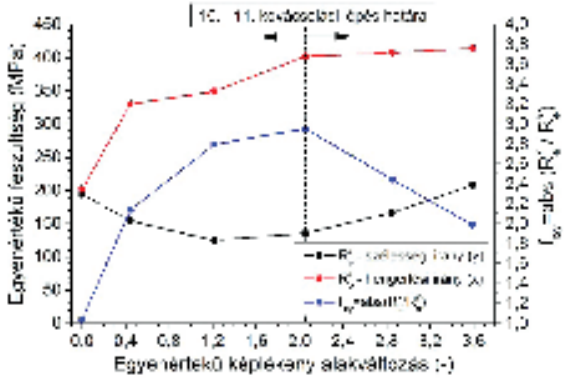
5. ábra. A 6 lépésben kovácsolt minta zömítő vizsgálatából meghatározott alakítási szilárdság értékekre illesztett folyásgörbe, illetve a 7. kovácsolási lépés folyásgörbéje.



A kovácsolt darabok mechanikai anizotrópiájának vizsgálatához érdemes összevetni az adott lépés számmal kovácsolt minta zömítő vizsgálattal meghatározott, „x" irányú folyásgörbéjét a következő kovácsolási lépésre számított folyásgörbével. Az *5. ábrán* látható példával szemléltetve, a 6. alakítási lépés végére kialakult anyagállapot „x" irányú mechanikai viselkedését a kovácsolást követő zömítő vizsgálatból, míg a „y" irányra jellemző képlékeny alakváltozási tulajdonságot a következő alakításból, azaz a 7. kovácsolási lépésre számított folyásgörbéből tudjuk meghatározni. Az „y" irány az alapanyag, azaz a melegen hengerelt szalag szélességi irányát jelenti, ugyanis minden páros számú alakítási lépést a 46 mm-es vastagsági méret irányában, a „z" irányban hajtottunk végre. Az előbbiekből tehát az következik, hogy a vizsgált 2., 6., 10., 14. és 18. kovácsolási lépést követő, páratlan számú kovácsolási lépések „y" irányban lettek végrehajtva. Ezt az összehasonlítást valamennyi zömítő vizsgálatot megelőző kovácsolt állapotra meg tudjuk tenni, kivéve az utolsó, a 18. kovácsolási lépésre. Ehhez végrehajtottunk egy 19 lépéses többtengelyű kovácsolást is, amelyből megkaptuk a 18. alakítási lépést követő, „y" irányú kovácsolás folyásgörbéjét.

Valamennyi esetben az *5. ábrán* látható jelenséget tapasztaltuk, azaz a 2, 6, 10, 14 és 18 lépésben kovácsolt minták egyaránt jelentős anizotrópiát mutattak. A hengerlési irányban mért folyáshatár 2–3-szor nagyobb, mint a szélesség irányú érték. Érdemes tehát megvizsgálni az „x" és az „y" irányú folyáshatárok értékeit, illetve azok arányának alakulását is. A *6. ábrán* e két mechanikai mérőszámot, illetve ezek hányadosát ábrázoltuk a többtengelyű kovácsolás során halmozódó egyenértékű képlékeny alakváltozás függvényében. Az alapanyaghoz tartozó értékeket ebben az esetben is a nulla alakváltozáshoz társítottuk.

6. ábra. Az alapanyag és a különböző mértékben kovácsolt próbatestek „x" és"y" irányú folyáshatára, illetve ezek aránya.



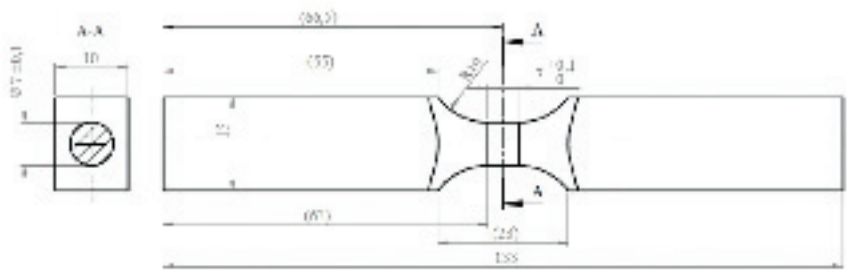
A kiindulási állapotot jellemző, körülbelül 200 MPa-os „x" irányban mért folyáshatár a 18. kovácsolási lépést követően több, mint duplájára, 414 MPa-ra növekszik. Ezzel szemben az „y" irányú folyáshatár a 10. kovácsolási lépésig körülbelül annyit csökken, amennyit ezt követően, a 11. alakítástól a 18. lépésig növekszik. Az alapanyagot és a végállapotot összehasonlítva, „y" irányú folyáshatár tehát gyakorlatilag nem változott. Ha a két irányban mért folyáshatárok arányát tekintjük, láthatjuk, hogy az alapanyagra közel 1-et kaptunk, azaz a melegen hengerelt szalag a folyáshatár tekintetében izotróp. Ezt követően az arányszám a 10. kovácsolási lépésig folyamatosan növekszik, majd monoton csökken.

Ebből az következik, hogy a mechanikai anizotrópia mértéke valószínűleg a 10. alakítási lépést követően a legnagyobb, majd csökkenni kezd. Ez összhangban van a kovácsolási folyamatra számított folyásgörbék elemzésénél tett azon megállapításunkkal, miszerint a tizedik alakítás után feltehetően az előzőektől eltérő deformációs mechanizmusok játszódnak le az anyag képlékeny alakváltozása közben, ugyanis az „y" és a „z" irányú folyáshatár is egyaránt növekedésnek indul, valamint az egy kovácsolási lépésen belüli alakítási keményedés mértéke is közel állandósul.

A kovácsolt próbatestek szakítóvizsgálata

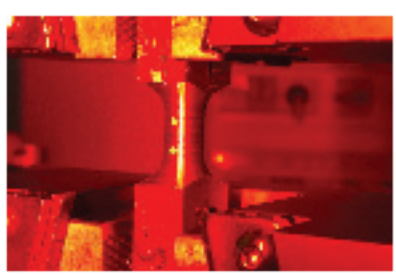
A kísérletek folytatásában a különböző mértékben átkovácsolt próbatestek alakíthatósági tulajdonságait vizsgáltuk. Ehhez újabb öt próbatesten ismételten végrehajtottuk a 2, 6, 10, 14 és 18 lépésből álló többtengelyű kovácsolási kísérleteket. Az alakíthatósági tulajdonságok meghatározásához szakítóvizsgálatokat hajtottunk végre a kovácsolt darabok hossztengelyével párhuzamosan kimunkált próbatesteken. A szakító próbatestek méreteit ebben az esetben is a legkisebb, azaz a 18 alakítási lépésen átesett kovácsdarab alakított anyagtérfogatának méretei határozták meg, így a hengeres vizsgálati szakasz átmérőjét 7 mm-esre terveztük. A szakító próbatest vizsgálati hossza szintén 7 mm lett, ugyanis az ebben az irányban 10 mm széles alakított anyagrész és a szárrészek határán egy-egy erősen nyírt zóna található, amely így a vizsgálati szakaszon kívüli, nagyobb keresztmetszetű lekerekítésbe esik. Az előbbi elvek mentén megtervezett szakító próbatestek műhelyrajzát, valamint egy, már kimunkált próbatestről készült fotót és annak szakítógépbe való befogási módját mutatja be a *7. ábra.*

7. ábra. A szakító próbatestek műhelyrajza (a), egy kimunkált próbatestről készült fotó (b), valamint a szakítóvizsgálat kezdeti szakaszát bemutató felvétel (c).



(a)

(b)

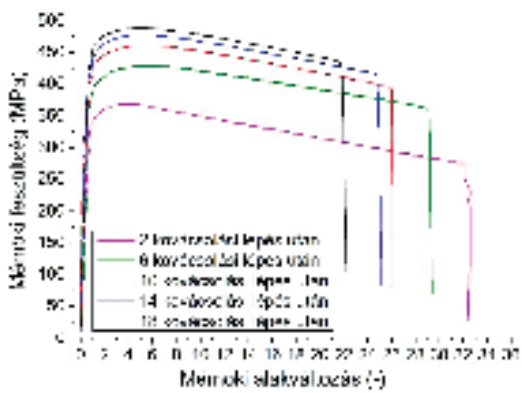


(c)

A szakítóvizsgálatokat egy INSTRON 5969 típusú univerzális szakítógépen hajtottuk végre. A mindösszesse 7 mm hosszú vizsgálati szakasz miatt a berendezés hagyományos nyúlásmérőjét nem használhattuk, ugyanis ennek 10 mm a legkisebb mérőhossza. Ehelyett az INSTRON legújabb fejlesztésű, AVE2 automata video extenzométerével mértük a próbatesten felvett jeltávolság megnyúlását. A jeltávot két fehér színű pöttyel jelöltük ki a *7. (c) ábrán* látható módon, egy sablon segítségével. A jelek névleges távolsága 4,5 mm volt. A video extenzométer a szakítóvizsgálat elején bemérte a jelek súlypontjának távolságát. A mérések alapján valamennyi próbatest eredeti jeltávolsága a (4,25...4,72) mm-es tartományba esett. A szakítóvizsgálatot az MSZ EN ISO 6892-es szabvány „method B" eljárása szerint, szobahőmérsékleten, feszültségvezérléssel és az egyezményes folyáshatár meghatározásához előírt alakváltozási sebességgel hajtottuk végre.

A szakítóvizsgálatok végrehajtását követően, a video extenzométer által mért megnyúlás és az erőmérő cella erőadatai alapján, megszerkesztettük a *8. ábrán* látható mérnökifeszültség–mérnökialakváltozás-diagramokat. Már a görbék vizuális vizsgálatából is megállapítható, hogy a többtengelyű kovácsolás hatására, nemcsak nyomó, hanem húzó irányban is jelentős szilárdságnövekedés következett be. Emellett az is látható, hogy a szakadási nyúlás egyik próbatestnél sem csökkent 20% alá. Az alakíthatóság ilyen mértékű megmaradása elsősorban a szakítószilárdság elérését követő, nagymértékű lokális, azaz nem egyenletes nyúlásnak köszönhető.

8. ábra. A különböző mértékben kovácsolt próbatestek szakítóvizsgálatából meghatározott mérnökifeszültség–mérnökialakváltozás-görbék.

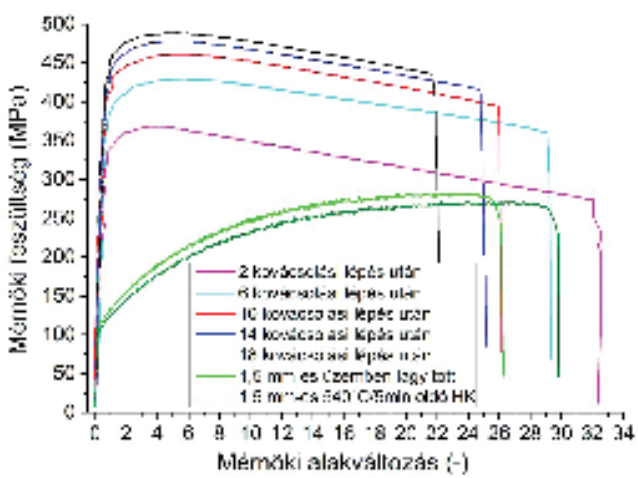


Ipari körülmények között gyártott szalag és a többtengelyű kovácsoláson átesett minták összehasonlítása

A következő lépésben az ipari körülmények között, a kísérleti anyagból gyártott hengerelt szalag maximális alakíthatósági határának feltérképezéséhez a 1,5 mm vastag, hidegen hengerelt mintákból szakító pálcákat munkáltunk ki kemény állapotban, majd oldó hőkezelésnek vetettük alá őket. A hőkezeléseket 520, 530 és 540°C-on, 5 és 10 perc időtartamig végeztük, majd a pálcákat rögtön leedzettük vízben. Az így végrehajtott 6 különböző hőkezelés közül az 540°C-osak szolgáltatták a legnagyobb nyúlásértékeket, több, mint 28%-ot még hengerlési irányban is. Ezeknél valószínűleg jelentős mennyiségű intermetallikus fázis visszaoldódott, és valamilyen mértékű szemcsedurvulás is végbement.

A kutatás következő lépéseként összevetettük a többtengelyű kovácsolással alakított daraboknak, valamint az ipari körülmények között gyártott lemeznek, illetve annak oldó hőkezeléssel lágyított változatának szilárdsági és alakíthatósági tulajdonságait. Ehhez közös grafikonon ábrázoltuk valamennyi szakítógörbét *(9. ábra)*.

9. ábra. A többtengelyű kovácsolással alakított daraboknak, valamint az ipari körülmények között gyártott lemeznek, illetve annak oldó hőkezeléssel lágyított változatának szakítógörbéi.

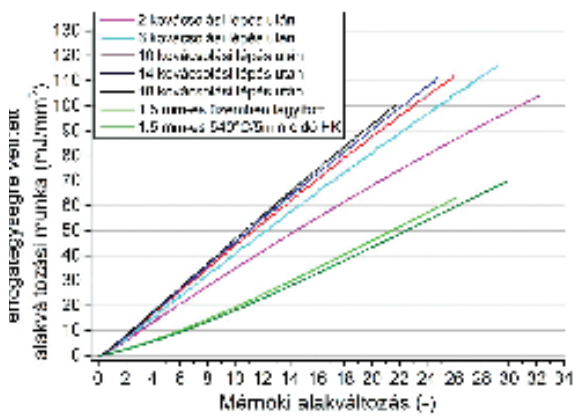


A fenti ábrán jól látszik, hogy a többtengelyű kovácsolással alakított darabok mérnökifeszültség–mérnökialakváltozás-görbéi a szilárdsági értékek tekintetében messze meghaladják, míg az alakíthatóság vonatkozásában sem maradnak el jelentős mértékben az ipari körülmények között gyártott szalag értékeitől.

A szakítógörbék összehasonlíthatóságát azonban gátolja, hogy míg az ipari körülmények között gyártott lemezek szakítópróbáin 50 mm-es jeltávon mértük a nyúlást, addig a többtengelyű kovácsoláson átesett próbatestekből csak olyan szakítópróba volt kimunkálható, melynek eredeti jeltávja csupán 4–5 mm. Emiatt egy olyan, energetikai alapú kiértékelést kellett kidolgozni, amely figyelembe veszi, hogy a szakítóvizsgálatok során különböző térfogatú anyagrészeket vizsgáltunk.

A különböző mérőhosszú szakítóvizsgálatok összehasonlításához az erő- és megnyúlás-görbéket integrálva, majd a kapott értékeket normálva, előállítottuk a térfogategységre vonatkoztatott fajlagos alakváltozási munka értékeit. Ezeket a mérnöki alakváltozás függvényében ábrázolva, az alábbi görbéket kaptuk *(10. ábra)*.

10. ábra. A szakítóvizsgálatokra számított, térfogategységre vonatkoztatott fajlagos alakváltozási munka értékei a mérnöki alakváltozás függvényében.



Ezen görbék végpontjai, mint az integrál teljes összege, reprezentálják az adott anyagállapot tönkremeneteléig felhalmozható fajlagos törési munkát, amely fajlagos volta miatt független a szakító próbatest geometriájától. Láthatjuk, hogy az ipari körülmények között előállított szalag, valamint annak hőkezelt változata is mindössze 60–70 mJ/mm^3 törési alakváltozási munka elviselésére képesek, míg a feltehetően a finom- vagy ultra-finomszemcsés, kovácsoláson átesett darabok akár 110 mJ/mm^3 alakváltozási energia felvételére is képesek. Ez mindenképpen arra enged következtetni, hogy a többtengelyű kovácsoláson átesett darabok a kísérleti anyag egy különleges állapotát jelentik, amely nagyobb teljesítőképességet vetít előre.

Az egyes anyagállapotok teljesítőképességének összehasonlítására különböző teljesítőképességi indexeket használnak. Ezeknek egyik elterjedt változatát az alábbi egyenlet írja le:

$$TI = \frac{R_{p\,0,2}}{R_{p\,0,2\,max}} * \frac{R_m}{R_{m\,max}} * \frac{A}{A_{\,max}} * 100\% \qquad (2)$$

Ebben az összefüggésben az adott anyagállapothoz tartozó aktuális folyáshatárt, szakítószilárdságot, illetve szakadási nyúlásértéket normáljuk az ugyanazon jellemző mindenkori maximális értékével, majd képezzük ezek szorzatát. Ez a mérőszám nyilvánvaló módon akkor 100%, ha a folyáshatár, a nyúlás és a szakítószilárdság egyazon anyagállapotban éri el a maximumát.

Az alábbi táblázatban a kísérleti anyag valamennyi, a kiértékelésbe bevont anyagállapotára meghatároztuk a szilárdsági és alakíthatósági mérőszámokat, így a 0,2%-os maradó alakváltozáshoz tartozó egyezményes folyáshatárt ($R_{p0,2}$), a szakítószilárdságot (R_m), illetve az egyenletes (A_g) és a szakadási (A) nyúlást, továbbá az ezek segítségével számolt fajlagos törési munkát, valamint a teljesítmény-indexet.

1. táblázat. A különböző mértékben kovácsolt próbatestek szakítóvizsgálataiból számított nevezetes értékek.

	Többtengelyű kovácsolás					**Ipari hengerlés**	
	2. ciklus	**6. ciklus**	**10. ciklus**	**14. ciklus**	**18. ciklus**	**1,5 mm lágyított**	**1,5 mm oldó hőkezelés: 540°C/5min**
$R_{p0,2}$ (MPa)	339	387	411	425	447	115	107
R_m (MPa)	369	429	461	478	488	280	272
A_g (%)	3,3	4,6	4,6	4,3	4,1	21,3	25,0
A (%)	31,6	28,3	25,1	24	21,1	25,6	29,4
W_ϕ (mJ/mm^3)	103,6	115,6	112,3	111,1	100,4	63,1	69,4
Telj. index (%)	61,6	73,3	74,2	76,0	71,8	12,9	13,3

Összefoglalás, következtetések

Cikksorozatunk második részében a 4. ábra elemzésekor megállapítottuk, hogy az alakított anyagtérfogat „y" és „z" irányú képlékeny alakváltozása során a keményedési kitevő egy-egy kovácsolási lépésen belüli, pillanatnyi értékei exponenciális jelleggel csökkennek, míg az egyenértékű keményedési kitevők egyre kisebb eltérés mellett ciklikusan változnak, majd a 11. alakítási lépést követően 0,20 körül állandósulnak. Ezzel szemben a páros számú kovácsolási lépéseket követő, „x" tengely menti képlékeny alakváltozást közel állandó keményedési kitevők kísérik. Az „x" irányú egyenértékű keményedési kitevők értékei szűk tartományban, 0,33 és 0,38 között változnak. Az egyenértékű keményedési kitevők közötti jelentős különbség összhangban van azzal, hogy „x" irányban lényegesen nagyobb szilárdságnövekedés következik be, mint a többtengelyű kovácsolás két alakítási irányában. A kísérleti összetételű 5182-es alumíniumötvözet többtengelyű kovácsolása során kialakuló mechanikai anizotrópia további elemzésével a későbbiekben még foglalkozunk.

Az *1. táblázat*ban összefoglalt értékekből továbbá látható, hogy a kísérleti anyag többtengelyű kovácsolással előállított állapotainak teljesítőképessége messze felülmúlja az ipari körülmények között, de ugyanakkora halmozott képlékeny alakváltozással gyártott anyagállapotok képességeit. Folyamatos szilárdságnövekedés mellett, a 18. kovácsolási lépés után a folyáshatár elérte a 447 MPa-t míg a szakítószilárdság 488 MPa-ra növekedett. Emellett a nyúlás relatív csökkenése mindössze 33%, így a 18. alakítási lépést követően a szakadási nyúlás még mindig meghaladta a 21%-ot. Amint ezt a szakítódiagramokon is láthattuk, az egyenletes nyúlás tartománya valamennyi próbatestnél kicsi, 3,3% és 4,6% között változik. Érdekes megfigyelés, hogy az Ag-értékek először növekednek, majd gyakorlatilag nem csökkennek jelentős mértékben a 6. és a 18. kovácsolási lépés között. A szakadási nyúlás redukcióját a lokális nyúlás csökkenése okozza. A legnagyobb teljesítőképességi indexet azonban a 14. kovácsolási lépés utáni anyagállapot szolgáltatta, amelynél a szilárdsági értékek alig maradnak el a mindenkori maximumoktól, azonban a szakadási nyúlás még 24%, valamint a fajlagos alakváltozási munka is meghaladja a 110 mJ/mm3-t.

Köszönetnyilvánítás
A jelen cikkben megjelenített eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen" c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá.

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT *–BERECZKI PÉTER **

Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 4. rész

A mechanikai anizotrópia részletes elemzése

Összefoglalás: Az elmúlt évtizedekben az intenzív képlékenyalakítás (SPD – Severe Plastic Deformation) technológiája jelentős fejlődésen ment keresztül. Nagyon sok eljárást fejlesztettetek ki, közülük az egyik a többtengelyű kovácsolás. Az SPD-technológia alkalmazásával lehetőségünk nyílik az ultrafinom szövetszerkezetű anyagok előállítására, jelentősen módosítva a jelenleg használt anyagaink mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait. A Gleeble 3800 termofizikai szimulátor MaxStrain egységén végrehajtott többtengelyű kovácsolási kísérletekkel az EN AW-5182-es alumíniumötvözetben végbemenő mikro- és makroszerkezeti változásokat követtük nyomon. A berendezés programozhatóságának köszönhetően kiválóan alkalmas az alakítási folyamat szabályozott megvalósítására, vizsgálatára. Eredményeinket cikksorozatunkban mutatjuk be. A negyedik részben a vizsgált anyag anizotrópiájának részletes elemzésével foglalkozunk.
Kulcsszavak: Többtengelyű kovácsolás; mechanikai aniztrópia; EN AW-5182 ötvözet.

Abstract: In the last few decades, the Severe Plastic Deformation (SPD) processes have been evolved rapidly and significantly. Several different techniques have been developed, such us the multiple forging. Applying the SPD processes, it is possible to produce bulk ultrafine-grained materials with significantly improved mechanical and microstructural properties. In the recent study, the evolution of macro- and microstructural properties in EN AW-5182 aluminium alloy was investigated followed by multiple forging experiments on the MaxStrain device of a Gleeble thermo-physical simulator. This equipment ensures accurate control on the operational parameters of multiple forging therefore it is suitable to perform well-controlled deformation process. The results of this detailed research will be presented in a series

* *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: renko.jozsef@edu.bme.hu

** *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

[1] Valiakhmetov, O. R.–Galeyev, R. M.–Salishchev, G. A. (1990): Mechanical Properties of Titanium VT8 Alloy with Submicrocrystalline Structure. *Fizika Metallov I Metallovedenie. 70.* Pp. 204–206.

[2 Szabó, P. J.–Bereczki, P.–Verő, B. (2011): The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. 55.* (1.) Pp. 63–66.

[3] Naser, T. S. B.–Krállics, G. (2012): The effect of multiple forging and cold rolling on bending and tensile behavior of Al 7075 alloy. *Mater. Sci. Forum 729.* Pp. 464–469.

[4] Padap, A. K.–Chaudhari, G. P.–Pancholi, V.–Nath, S. K. (2010): Warm multiaxial forging of AISI 1016 steel. *Mater. Des. 31.* Pp. 3816–3824.

[5] Rezae, A.–Rezaee-Bazzaz, S. A. (2012): Modeling of mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by multiple compressions in a channel die. *Mater. Des. 34.* Pp. 230–234.

[6] Ringeval, S.–Driver, J. H. (2006): A Comparison of Flow Stress and Microstructure Development of Al Alloys in Plane Strain Compression and Multiple Forging. *Materials Science Forum. 519–521.* Pp. 979–984.

of papers. In this fourth part, the detailed investigation of the mechanical anisotropy in the forged materials are presented and discussed.
Keywords: Multiple forging; mechanical anisotropy; EN AW-5182 alloy.

Bevezetés

A többtengelyű kovácsolás olyan intenzív képlékenyalakító technológia, amellyel tömbi ultrafinomszemcsés anyag állítható elő. [1], [2] [3] A szövetszerkezet ilyen módon történő átalakításával a szilárdsági tulajdonságok jelentős mértékben javulnak a kiindulási állapothoz képest. [4], [5] Az eljárás előnye más intenzív képlékenyalakító eljáráshoz képest az, hogy a technológia relatíve egyszerű, nem igényel bonyolult szerszámozást vagy a munkadarab összetett előkészítését. [6] Vizsgálatainkhoz ezért a Gleeble 3800 termofizikai szimulátort választottuk. A berendezéssel a kívánt alakítási történet úgy valósítható meg, hogy közben a hőmérséklet, az alakítóerő, az alakítási sebesség, valamint a szerszámmozgások pontosan nyomon követhetők és szabályozhatók.

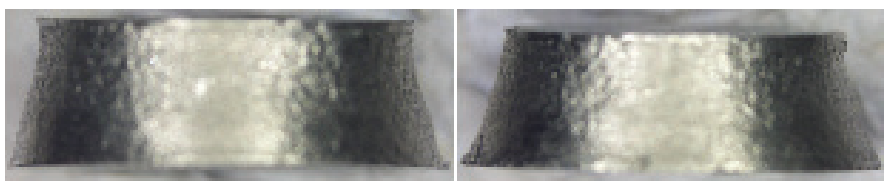
Cikksorozatunk előző részeiben részletesen bemutattuk a vizsgált EN AW-5182-es alumíniumötvözet előtörténetét és megmunkálását; a kiértékeléshez használt mechanikai modellt; az alakítási keményedés hatását; valamint a keményedési kitevő alakváltozásfüggését. Az alakított darabokból ezt követően szakító, illetve zömítő próbatesteket munkáltunk ki a melegen hengerelt lemez különböző tengelyei mentén. A kimunkált próbatesteket szakító, illetve zömítő vizsgálatok során egytengelyű igénybevétellel terheltük teljes tönkremenetelig.

Ahogy azt cikksorozatunk előző részében kifejtettük, jelentős mértékű anizotrópiát tapasztaltunk az anyagvizsgálatok során, amelyet nem vettünk figyelembe sem a szakító- sem pedig a zömítővizsgálatok első közelítésben végzett kiértékelésekor. A jelenség azonban nem elhanyagolható, hiszen a különböző irányba kimunkált próbatestek szignifikáns eltérést mutattak az anyag mechanikai igénybevétellel szemben tanúsított ellenállóképességében. A képlékeny alakváltozás hatására kialakuló anizotrópia elemzését cikksorozatunk jelen részében taglaljuk.

Anizotrópia megjelenése, kvalitatív elemzése

A mechanikai anyagvizsgálatokhoz az előző cikkben részletezett módon hengeres, 7,5 mm átmérőjű, 8 mm magas zömítő próbatesteket munkáltunk ki a többtengelyű kovácsoláson átesett munkadarab középső, alakított részéből. A próbatestek összenyomását kiindulási vastagság felére, vagyis 4 mm-re, több lépésben végeztük, lépésenként rögzítve a próbatest magasságát, és a hengerpalást legkisebb és legnagyobb átmérőjét. Minden alakított próbatestnél az *1. ábrán* látható anizotróp-viselkedést tapasztaltuk.

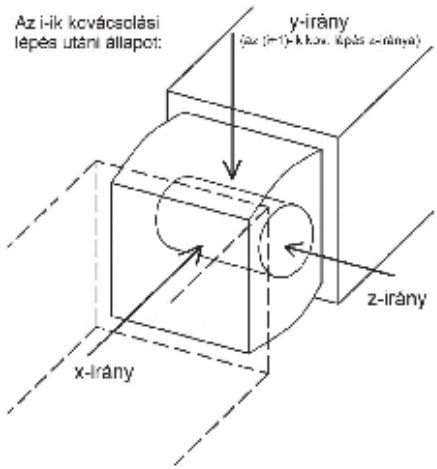
1. ábra. A kovácsolt próbatestekből kimunkált zömítő próbák alakítás utáni alakja.



A zömítő vizsgálatok kiértékelésénél nem vettük figyelembe a próbatestek anizotróp alakváltozását, illetve az anyagtörvény hossztengely menti változását. A folyásgörbék meghatározásához tehát az átlagos alakítási szilárdságokat számítottuk ki a próbatestek közbenső és végső magasságainál mért átmérők felhasználásával.

Az „x" irányú zömítő vizsgálatok végrehajtását és kiértékelését követően újabb próbatesteken hajtottuk végre a 2, 6, 10, 14 és 18 lépéses többtengelyű kovácsolási szimulációt. Ezzel az volt a célunk, hogy az adott kovácsolási lépéseket követő anyagállapotokban újabb irányból munkálhassunk ki egytengelyű zömítésre alkalmas próbatesteket, meghatározva ezzel az egyes anyagállapotok anizotrópiájának vizsgálatához szükséges, az „x" irányra merőleges, egy további irányú mechanikai viselkedést. Ez az irány az adott próbatestre vonatkozó utolsó kovácsolási lépés iránya, azaz a „z" irány lett. Ha ebben az irányban is rendelkezésre állnak a folyásgörbék, akkor a tetszőleges kovácsolási lépés utáni, harmadik irányú mechanikai viselkedést maga a következő, azaz a választott kovácsolási lépés utáni kovácsolási lépés folyásgörbéje szolgáltatja, amely az adott próbatest vonatkoztatási rendszerében az eddig hiányzó „y" irányt képviseli. Az egyes vizsgálati irányok előbbiekben bemutatott rendszerét a *2. ábra* szemlélteti.

2. ábra. A zömítő vizsgálatoknál használt próbatestek elhelyezkedése az egyes kovácsolt darabokhoz kötött koordináta-rendszerben.

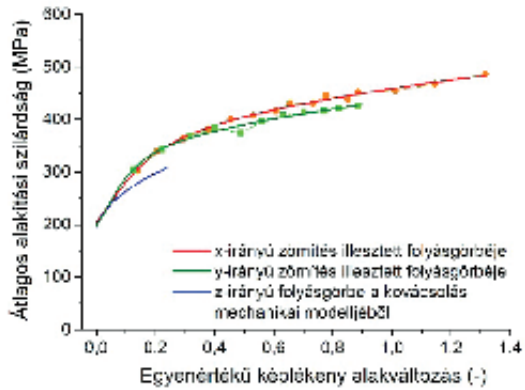


Az alapanyagon és az adott kovácsolási lépések utáni darabokon végzett „x” és „z” irányú zömítések egyes szakaszaihoz meghatározott diszkért alakítási szilárdság értékekre, valamint a következő kovácsolási lépést jellemző folyásgörbére a cikksorozat előző részeiben már részletesen bemutatott, alábbi képlet szerinti, változó n-kitevős folyásgörbét illesztettük:

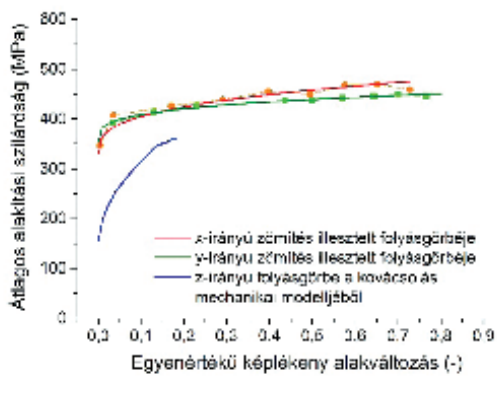
$$k_f^{(n)}(\bar{\varepsilon}) = \sigma_0^{(n)} + \sigma_1^{(n)}\left(\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_{max}^{(n-1)}\right)^{\left[c_0^{(n)} + c_1^{(n)}\, exp\left(-\left(\varepsilon - \left(\varepsilon_c^{(n)} + \varepsilon_{max}^{(n-1)}\right)\right)/c_2^{(n)}\right)\right]} \qquad (1)$$

A következő ábrákon közös diagramban ábrázoltuk alapanyaghoz és az adott kovácsolási lépések utáni anyagállapotokhoz tartozó „x”, „y” és „z” irányú folyásgörbéket.

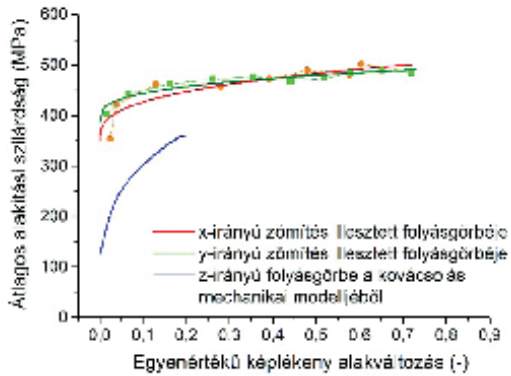
3. ábra. Az alapanyag zömítővizsgálattal felvett „x" és „z" irányú folyásgörbéi, valamint az „y" irányú folyásgörbéje, amelyet az 1. kovácsolási lépésből a mechanikai modellel számítottunk.



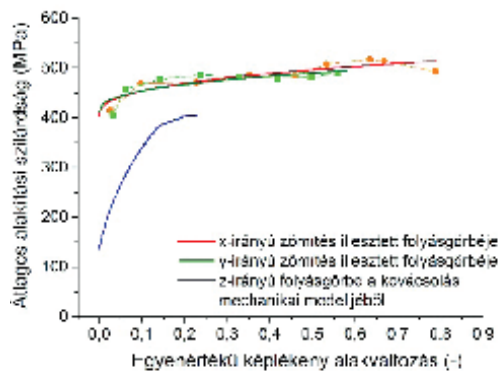
4. ábra. A 2 kovácsolási lépésen átesett darab zömítővizsgálattal felvett „x" és „z" irányú folyásgörbéi, valamint az „y" irányú folyásgörbéje, amelyet a 3. kovácsolási lépésből számítottunk.



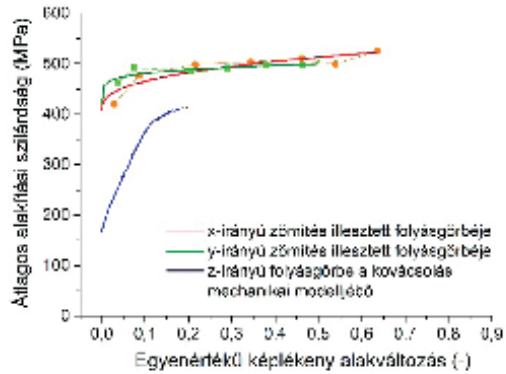
5. ábra. A 6 kovácsolási lépésen átesett darab zömítővizsgálattal felvett „x” és „z” irányú folyásgörbéi, valamint az „y” irányú folyásgörbéje, amelyet a 7. kovácsolási lépésből számítottunk.



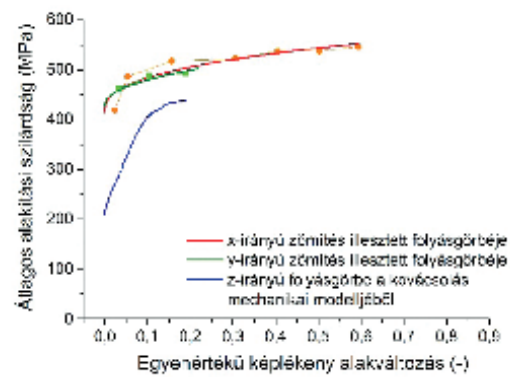
6. ábra. A 10 kovácsolási lépésen átesett darab zömítővizsgálattal felvett „x” és „z” irányú folyásgörbéi, valamint az „y” irányú folyásgörbéje, amelyet a 11. kovácsolási lépésből számítottunk.



7. ábra. A 14 kovácsolási lépésen átesett darab zömítővizsgálattal felvett „x" és „z" irányú folyásgörbéi, valamint az „y" irányú folyásgörbéje, amelyet a 15. kovácsolási lépésből számítottunk.



8. ábra. A 18 kovácsolási lépésen átesett darab zömítővizsgálattal felvett „x" és „z" irányú folyásgörbéi, valamint az „y" irányú folyásgörbéje, amelyet a 19. kovácsolási lépésből számítottunk.

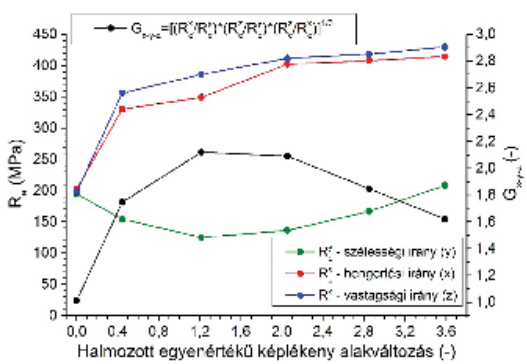


Amint azt már korábban megadtuk, az „y” irány az alapanyag, azaz a melegen hengerelt szalag szélességi irányát jelenti, ugyanis minden páros számú alakítási lépést az alapanyag 46 mm-es vastagsági méretének irányában, a „z” irányban hajtottunk végre. Az előbbiekből tehát az következik, hogy a vizsgált 2., 6., 10., 14. és 18. kovácsolási lépést követő, páratlan számú kovácsolási lépések az „y” irányban lettek végrehajtva. Tehát a „z” irány a 2., 6., 10., 14. és 18. kovácsolási lépést kapott próbatestek mindegyikének esetében a melegen hengerelt alapanyag vastagsági irányát jelenti. Az „x” irány pedig értelemszerűen a szalag hosszirányába, azaz a hengerlési irányba esik.

Az alapanyag még közelítőleg izotróp mechanikai viselkedést mutat, de a 2, 6, 10, 14 és 18 lépésben kovácsolt minták esetében már megjelenik az anizotrópia. A hengerlési- és a vastagságirányban mért folyáshatárok 2–3-szor nagyobbak, mint a szélesség irányú értékek. Ugyanakkor alakítási keményedésük jóval kisebb mértékű.

A kovácsolt darabok mechanikai anizotrópiájának vizsgálatánál eddig csak két különböző irányú folyáshatárt vetettünk össze, így viszont már a „z” irányú zömítő vizsgálatokkal is kiegészíthető a kiértékelés. A *9. ábrán* a három, egymásra merőleges irányban mért folyásgörbék kezdeti értékeit, azaz a folyáshatárokat (Rex, Rey, Rez) tüntettük fel a többtengelyű kovácsolás során halmozódó egyenértékű képlékeny alakváltozás függvényében. Kiszámítottuk továbbá az egyes folyáshatárok arányának mértani közepét (Gx-y-z), amely tipikusan a normalizált mennyiségek átlagának kiszámítására szolgál. Az alapanyaghoz tartozó értékeket ebben az esetben is a nulla alakváltozáshoz társítottuk.

9. ábra. Az alapanyag és a különböző mértékben kovácsolt próbatestek „x”, „y” és „z” irányú folyáshatára, illetve az ezek arányából képzett mértani középérték.



A Gx-y-z mérőszámból jól érzékelhető, hogy a mechanikai anizotrópia a folyamat elején növekszik, majd a 6 és 10. kovácsolási lépés között valahol eléri maximumát, végül a 10. alakítási lépést követően jelentősen csökkenő tendenciát mutat.

Anizotróp viselkedés kvantitatív elemzése

Az anyagok mechanikai anizotrópiájának kvantitatív jellemzésére Hill a Huber–Mises–Hencky-féle folyási feltételre alapozva már 1948-ban kidolgozta, azóta klasszikussá vált anizotrop folyási feltételét, amely a szakirodalomban a Hill-1948 formula néven, az alábbi alakban vált ismertté [7]:

$$F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \qquad (2)$$

ahol F, G, H, L, M és N az anyag anizotrópiáját jellemző állandók, x, y és z pedig az anizotrópia jellegzetes irányait jelentik. Hengerelt lemezek esetén az x-tengely szokásosan a hengerlési irányt, az y-tengely a hengerlésre merőleges szélességi irányt, míg a z-tengely a vastagsági irányt jelöli. Ez megegyezik az általunk használt vonatkoztatási rendszerrel.

Amennyiben x, y, z irányokban a folyási határ értékeit rendre σ_{x0}, σ_{y90} és σ_{zo} jelöli, továbbá ugyanezen irányokban τ_{x0}, τ_{y90} és τ_{zo} jelöli a tiszta nyírás folyási határait, a (2) egyenletben szereplő állandókat az alábbi összefüggésekkel határozhatjuk meg:

$$\frac{1}{\sigma_{x0}^2} = G + H \qquad (3)$$

$$\frac{1}{\sigma_{y90}^2} = H + F \qquad (4)$$

$$\frac{1}{\sigma_{z0}^2} = F + G \qquad (5)$$

A fenti kifejezésekből egyszerű matematikai átalakításokkal a (2) egyenletben szereplő állandók a következő kifejezésekkel számíthatók:

$$2F = -\frac{1}{\sigma_{x0}^2} + \frac{1}{\sigma_{y90}^2} + \frac{1}{\sigma_{z0}^2} \qquad (6)$$

[7] Hill, R. (1948): Theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society, London. 193.* Pp. 281–297.

$$2G = \frac{1}{\sigma_{x0}^2} - \frac{1}{\sigma_{y90}^2} + \frac{1}{\sigma_{z0}^2} \qquad (7)$$

$$2H = \frac{1}{\sigma_{x0}^2} + \frac{1}{\sigma_{y90}^2} - \frac{1}{\sigma_{z0}^2} \qquad (8)$$

$$2L = \frac{1}{\tau_{x0}^2} \qquad (9)$$

$$2M = \frac{1}{\tau_{y90}^2} \qquad (10)$$

$$2N = \frac{1}{\tau_{z0}^2} \qquad (11)$$

Az egyenértékű feszültség kifejezhető a különböző irányú folyási feszültségekkel:

$$\frac{1}{\bar{\sigma}^2} = \frac{1}{3}\left(\frac{1}{\sigma_{x0}^2 + \sigma_{y90}^2 + \sigma_{zo}^2}\right) \qquad (12)$$

A (6)–(10) egyenletekben szereplő F, G és H paraméterek közül csak egy lehet negatív, valamint az L, M, N értékei mindig pozitívok. A normálfeszültségek anizotrópia paraméterei közötti kapcsolat ezáltal:

$$F+G+H=3 \qquad (13)$$

illetve izotróp anyagnál:

$$F=G=H=1 \qquad (14)$$

Az előzőkben bevezetett összefüggésekből az is következik, hogy az anizotrópia teljes leírásához hat független folyási határ, valamint az anizotrópia főirányok ismerete szükséges. A hat független folyási határ közül 3 normál és 3 csúsztató feszültség.

A lemezekre bevezetett r_0, r_{45}, r_{90} normál anizotrópiai-tényezők és a Hill-1948 folyási feltétel paraméterei között az alábbi kapcsolat teremthető:

$$r_0 = \frac{H}{G} \qquad (15)$$

$$r_{45} = \frac{H}{F+G} - \frac{1}{2} \qquad (16)$$

$$r_{90} = \frac{H}{F} \qquad (17)$$

Egyszerű matematikai átalakításokkal ugyancsak kimutatható, hogy a különböző irányokban mért folyási határfeszültségek és az anizotrópiai-tényezők között az alábbi összefüggés érvényes:

$$\frac{\sigma_{x0}}{\sigma_{y90}} = \sqrt{\frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}} \qquad (18)$$

amelyből az $r_0 > r_{90}$ és a $\sigma_{x0} > \sigma_{y90}$, illetve ezek fordítottja is következik. Amennyiben a feszültségi tenzor főirányai egybeesnek az anizotrópia főirányokkal, a (3)–(18) egyenletek felhasználásával egyszerűen kapcsolatot teremthetünk a főfeszültségek és a normál anizotrópiai-tényezők között, amely szerint:

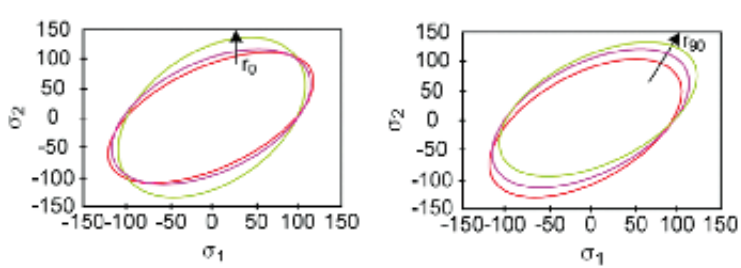
$$\sigma_{x0}{}^2 = \sigma_1{}^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_1\sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_2{}^2 \qquad (19)$$

A (19) egyenlet a (18) összefüggés behelyettesítésével az alábbi módon is felírható:

$$\frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_{y90}{}^2 = \sigma_1{}^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_1\sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_2{}^2 \qquad (20)$$

A (19) és (20) összefüggések olyan ellipsziseket ábrázolnak, amelyeket σ_1, σ_2 koordináta rendszerben ábrázolva, bemutatható velük az r_0 és az r_{90} anizotrópiai-tényezők hatása a Hill-1948 folyási feltétel által definiált folyási határgörbékre, amint ezt a *10. ábra* is szemlélteti.

10. ábra. Az r_0 és az r_{90} normál anizotrópia tényezők hatása a folyási vezérgörbe alakjára.



Hill az 1948-ban kidolgozott és az előzőkben részletesen ismertetett anizotrop folyási feltételét követően számos további folyási feltétel látott napvilágot. Hill maga is két újabb anizotrop folyási feltételt dolgozott ki: az egyiket 1979-ben (Hill, 1979) a másikat 1990-ben [9], amelyeket még 1993-ban továbbfejlesztett. [8]

A Hill-1979 [10] modell tulajdonképpen a Huber–Mises–Hencky-féle folyási feltétel Hosford-féle általánosításának anizotrop anyagokra való kiterjesztése olyan esetekre, amikor a feszültségi főirányok az anizotrópia tengelyeivel egybeesnek, azaz:

$$F|\sigma_2-\sigma_3|^m + G|\sigma_3-\sigma_1|^m + H|\sigma_1-\sigma_2|^m +$$

$$+A|2\sigma_1-\sigma_2-\sigma_3|^m + B|2\sigma_2-\sigma_3-\sigma_1|^m + C|2\sigma_3-\sigma_1-\sigma_2|^m = \sigma_e \qquad (21)$$

ahol az A, B, C, F, G, H paraméterek az anizotrópia-együtthatók. Az m kitevőt pedig úgy határozhatjuk meg, hogy a (21) egyenletet egyenlő kéttengelyű húzásra ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma b$, és $\sigma_3 = 0$ helyettesítéssel) átalakítva, a

$$\left(\frac{\sigma_b}{\sigma_m}\right)^m = \frac{1}{2}(1+r)\left(1+\frac{(2^{m-1}-2)(A-C)}{A+2^{m-1}C+F}\right) \qquad (22)$$

kifejezést numerikusan megoldjuk.

A Hill-1979-modell azon feltétele, mely szerint csak olyan esetekre érvényes, amikor a feszültségi főirányok az anizotrópia tengelyeivel egybeesnek, komoly korlátozást jelent. Ennek általánosítását dolgozta ki Hill az 1990-ben közzétett modellben [9], amely az alábbi összefüggésekkel írható fel:

$$\Phi = \left|\sigma_x-\sigma_y\right|^m + \left(\frac{\sigma_b}{\tau^m}\right)\left|\left(\sigma_x-\sigma_y\right)^2 + 4\tau_{xy}^2\right|^{\frac{m}{2}} + \left|{\sigma_x}^2+{\sigma_y}^2+2{\tau_{xy}}^2\right|^{\frac{m}{2}-1} \times$$

$$\times\left\{-2a\left({\sigma_x}^2-{\sigma_y}^2\right)+b\left(\sigma_x-\sigma_y\right)^2\right\} = (2\sigma_b)^m \qquad (23)$$

ahol σb a folyási határ egyenlő kéttengelyű húzásra, τ pedig a tiszta nyírás ($\sigma_1 = -\sigma_2$) csúsztató folyási határa, az m kitevő pedig a

$$\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}}\right)^m = 2(1+r_{45}) \qquad (24)$$

kifejezésből határozható meg. Az egyenlő kéttengelyű húzás folyási határának (σ_b) és a tiszta nyírás folyási határának (τ) az aránya az r_{45} anizotrópia tényezővel kifejezve:

[8] Hill, R. (1993): A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals. *Int. Journ. Mechanical Sciences. 15*. Pp. 19–25.

[9] Hill, R. (1990): Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journ. of Mechanics of Solids. 38*. Pp. 405–417.

[10] Hill, R. (1979): Theoretical Plasticity of textured aggregates. *Mathemathical Proceedings of Cambridge Philisophical Society. 85*. Pp. 179–191.

$$\left(\frac{\sigma_b}{\tau}\right)^m = 1 + 2r_{45} \tag{25}$$

A (23) egyenletben szereplő anyagállandók az anizotrópia-tényezőkből az alábbi összefüggésekkel számolhatók:

$$a = \frac{(r_0 - r_{90})\left\{1 - \left[\frac{m-2}{2} r_{45}\right]\right\}}{(r_0 + r_{90}) - (m-2) r_0 r_{90}} \tag{26}$$

$$b = \frac{m[2r_0 r_{90} - r_{45}(r_0 + r_{90})]}{(r_0 + r_{90}) - (m-2) r_0 r_{90}} \tag{27}$$

illetve a korábban bevezetett F, G, H, N anizotrópia-együtthatókkal kifejezve:

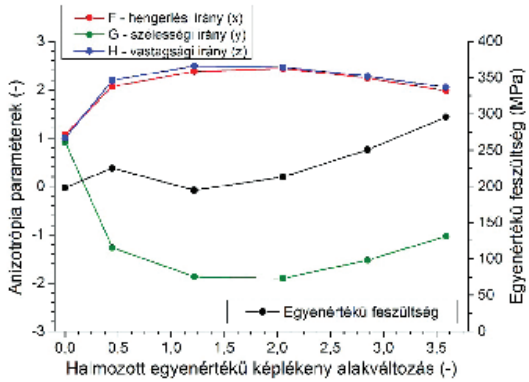
$$a = \frac{F - G}{F + G} \tag{28}$$

$$b = \frac{F + G + 4H - 2N}{F + G} \tag{29}$$

Jelen kutatásunk során az egyszerűbb Hill-féle modellt használtuk a többtengelyű kovácsolással alakított darabok, illetve az alapanyag anizotrópiájának meghatározásához. Elhanyagolva az egytengelyű zömítések és a többtengelyű kovácsolás során fellépő csúsztatófeszültségeket, feltételezzük, hogy csak normál irányú főfeszültségek működnek, azaz elegendő az F, G és H paramétereket meghatározni. Felhasználva a (3)–(12) összefüggéseket, valamint azt, hogy $F+G+H=3$; a Maple numerikus matematikai szoftverben megírt algoritmus segítségével valamennyi vizsgált anyagállapotra számíthatók az anizotrópia-paraméterek.

Az ilyen módon számított anizotrópia-paramétereket – hasonlóan a folyáshatárokhoz – a halmozódó képlékeny alakváltozás függvényében ábrázoltuk. Az alapanyaghoz tartozó értékeket ebben az esetben is a nulla alakváltozáshoz társítottuk.

11. ábra. Az alapanyag és a különböző mértékben kovácsolt próbatestek Hill-féle anizotrópia paraméterei.



Összefoglalás, következtetések

A folyáshatárok arányának mértani közepéhez hasonlóan, valamennyi anizotrópia-paraméter és különbségük is növekszik a többtengelyű kovácsolás első szakaszában, majd elérik maximumukat, illetve a minimumukat a 10. kovácsolási lépést követő anyagállapotban. Ezután fokozatosan csökken az anizotrópia mértéke. Az egyenértékű feszültség – a kezdeti ingadozást követően – folyamatosan emelkedik, ami összhangban van az „x" irányú szakítóvizsgálatok monoton növekvő szilárdsági mérőszámaival.

Az anizotrópia mértékének folyamatközi megváltozása egyértelműen a mikroszerkezet és a deformációs mikro-mechanizmusok megváltozását jelzi. Ennek igazolásához és a kapcsolatok feltárásához SEM+EBSD-vizsgálatokat végeztünk a próbatesteken, visszaszórt elektrondiffrakciós eljárással elemezve a szemcseszerkezet és az orientációs viszonyok kovácsolási folyamat alatti változását. A mikroszerkezeti vizsgálatok eredményeit és a kísérletsorozat átfogó következtetéseit cikksorozatunk következő, utolsó részében mutatjuk be.

Köszönetnyilvánítás
A jelen cikkben megjelenített eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen" c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá.

RENKÓ JÓZSEF BÁLINT *–BERECZKI PÉTER **

Melegen hengerelt EN AW-5182-es vastaglemez többtengelyű kovácsolása 5. rész

A mikroszerkezeti változások kvalitatív és kvantitatív vizsgálata

* *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: renko.jozsef@edu.bme.hu

** *Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet*
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

Összefoglalás: Az elmúlt évtizedekben az intenzív képlékenyalakítás (SPD – Severe Plastic Deformation) technológiája jelentős fejlődésen ment keresztül. Nagyon sok eljárást fejlesztettetek ki, közülük az egyik a többtengelyű kovácsolás. Az SPD-technológia alkalmazásával lehetőségünk nyílik az ultrafinom szövetszerkezetű anyagok előállítására, jelentősen módosítva a jelenleg használt anyagaink mechanikai és mikroszerkezeti tulajdonságait. A Gleeble 3800 termofizikai szimulátor MaxStrain egységén végrehajtott többtengelyű kovácsolási kísérletekkel az EN AW-5182-es alumíniumötvözetben végbemenő mikro- és makroszerkezeti változásokat követtük nyomon. A berendezés programozhatóságának köszönhetően kiválóan alkalmas az alakítási folyamat szabályozott megvalósítására, vizsgálatára. Eredményeinket cikksorozatunkban mutatjuk be. Cikksorozatunk utolsó részében a vizsgált anyagban mikroszerkezeti szinten végbemenő változások elemzésével foglalkozunk.
Kulcsszavak: Többtengelyű kovácsolás; mikroszerkezeti tulajdonságok; EN AW-5182 ötvözet.

Abstract: In the last few decades, the Severe Plastic Deformation (SPD) processes have been evolved rapidly and significantly. Several different techniques have been developed, such us the multiple forging. Applying the SPD processes, it is possible to produce bulk ultrafine-grained materials with significantly improved mechanical and microstructural properties. In the recent study, the evolution of macro- and microstructural properties in EN AW-5182 aluminium alloy was investigated followed by multiple forging experiments on the MaxStrain device of a Gleeble thermo-physical simulator. This equipment ensures accurate control on the operational parameters of multiple forging therefore it is suitable to perform well-controlled deforma-

[1] Valiakhmetov, O. R.–Galeyev, R. M.–Salishchev, G. A. (1990): Mechanical Properties of Titanium VT8 Alloy with Submicrocrystalline Structure. *Fizika Metallov I Metallovedenie. 70.* Pp. 204–206.

[2] Szabó, P. J.–Bereczki, P.–Verő, B. (2011): The Effect of Multiaxial Forging on the Grain Refinement of Low Alloyed Steel. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering. 55.* (1.) Pp. 63–66.

[3] Naser, T. S. B.–Krállics, G. (2012): The effect of multiple forging and cold rolling on bending and tensile behavior of Al 7075 alloy. *Mater. Sci. Forum 729.* Pp. 464–469.

[4] Padap, A. K.–Chaudhari, G. P.–Pancholi, V.–Nath, S. K. (2010): Warm multiaxial forging of AISI 1016 steel. *Mater. Des. 31.* Pp. 3816–3824.

[5] Rezae, A.–Rezaee-Bazzaz, S. A. (2012): Modeling of mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by multiple compressions in a channel die. *Mater. Des. 34.* Pp. 230–234.

[6] Ringeval, S.–Driver, J. H. (2006): A Comparison of Flow Stress and Microstructure Development of Al Alloys in Plane Strain Compression and Multiple Forging. *Materials Science Forum. 519–521.* Pp. 979–984.

tion process. The results of this detailed research will be presented in a series of papers. In this last part, the detailed microstructural analysis on the forged specimens are presented and discussed.
Keywords: Multiple forging; microstructural properties; EN AW-5182 alloy.

Bevezetés

A többtengelyű kovácsolás olyan intenzív képlékenyalakító technológia, amellyel tömbi ultrafinomszemcsés anyag állítható elő. [1], [2], [3] A szövetszerkezet ilyen módon történő átalakításával a szilárdsági tulajdonságok jelentős mértékben javulnak a kiindulási állapothoz képest. [4], [5] Az eljárás előnye más intenzív képlékenyalakító eljáráshoz képest az, hogy a technológia relatíve egyszerű, nem igényel bonyolult szerszámozást vagy a munkadarab összetett előkészítését. [6] Vizsgálatainkhoz ezért a Gleeble 3800 termofizikai szimulátort választottuk. A berendezéssel a kívánt alakítási történet úgy valósítható meg, hogy közben a hőmérséklet, az alakítóerő, az alakítási sebesség, valamint a szerszámmozgások pontosan nyomon követhetők és szabályozhatók.

Cikksorozatunk előző részeiben részletesen bemutattuk a vizsgált EN AW-5182-es alumíniumötvözet előtörténetét és megmunkálását; a kiértékeléshez használt mechanikai modellt; az alakítási keményedés hatását; valamint a keményedési kitevő alakváltozásfüggését. Az alakított darabokból ezt követően szakító, illetve zömítő próbatesteket munkáltunk ki a melegen hengerelt lemez különböző tengelyei mentén. A szakító-, illetve zömítővizsgálatok során a különböző mértékben alakított anyagok különböző irányú terhelésekre adott válaszait, illetve a mechanikai anizotrópiát elemeztük. Az eddig elvégzett vizsgálatok főként az anyag makroszerkezeti viselkedését vizsgálták. Bár ezek segítségével képet kaphattunk az ötvözet különböző mechanikai igénybevételekre adott válaszáról, az adott viselkedést kiváltó mikroszerkezeti átalakulásokról eddig nem, vagy nem kellő mélységében ejtettünk szót. Cikksorozatunk utolsó részében ezért a kialakult mikroszerkezet optikai mikroszkópos, valamint pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatának eredményeit mutatjuk be.

Mintaelőkészítés és vizsgálati eszközök

A mikroszerkezeti vizsgálatok első lépésében megvizsgáltuk a kovácsolási kísérletek alapanyagául szolgáló 46 mm-es vastagságú, melegen hengerelt minta szemcseszerkezetét. A mikroszkópi csiszolathoz szükséges darabok a szalag szélességének negyedéből, a kovácsolásra szánt minták kivételi helyéről lettek kimunkálva. Az alapanyag darabolása után a különböző mértékben kovácsolt próbatestekből is készítettünk elő mintákat. A mikroszerkezeti analízist a keménységmérésekhez hasonlóan az alakított anyagrész azon középkeresztmetszetén végeztük, amely merőleges a próbatest hossztengelyére. A szemcseszerkezetet elektrolitikusan maratott mintákon optikai mikroszkóppal, majd elektronmikroszkópon EBSD-technikával is megvizsgáltuk.

A fent leírt vizsgálatokhoz a mintavétel után a vizsgálandó darabokat beágyaztuk, majd csiszoltuk, políroztuk. Az optikai mikroszkópos előkészítés utolsó lépésében a mintákat 1 μm-es gyémánt szuszpenzióval políroztuk 15 percig, majd elektromosan megmartuk, láthatóvá téve a szövetszerkezetet. Az elektronmikroszkópos előkészítéshez a mintákat újracsiszoltuk, majd az 1 μm-es gyémánt szuszpenzióval 1,5 órán keresztül políroztuk. Erre azért volt szükség, hogy a csiszolás során a minta felületén kialakuló Beilby-réteget eltávolítsuk, így javítva az elektronmikroszkópos felvételek megbízhatóságát. [7]

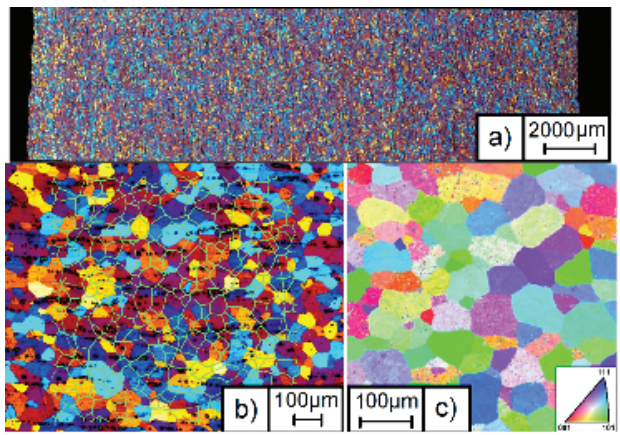
Az optikai mikroszkópos vizsgálatokat egy Zeiss Axio Observer Z1M típusú mikroszkóppal végeztük. Az így készített felvételek, illetve adatok feldolgozását a mikroszkóphoz csatlakoztatott számítógép segítségével végeztük. A pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatokhoz egy Cambridge Stereocan 150B típusú berendezést használtunk.

A mikroszerkezet kvalitatív vizsgálata

A Zeiss-mikroszkóp beépített szoftvere által illesztett háló alapján a 46 mm vastag melegen hengerelt alapanyag ASTM fokozatszáma 5.0, amely 63,5 μm átlagos szemcseméretet jelent. Az EBSD-eljárással készült inverz pólusábrák kiértékeléséből pedig 69 μm-re adódott az átlagos szemcseméret. A kétfajta mikroszerkezeti-vizsgálati módszer tehát közel azonos eredményt hozott, így megállapítottuk, hogy a kovácsolási kísérletek alapanyagának átlagos szemcsemérete 65–70 μm *(1. ábra)*.

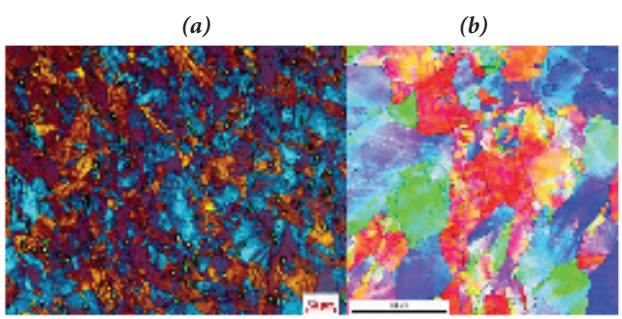
[7] Cuff, T. (2019): *Beilby Layer, Revision 11-Track Changes.* 10.13140/RG.2.2.17951.10408.

1. ábra A 46 mm-es vastagságú melegen hengerelt minta negyedének mikroszerkezete a teljes vastagság mentén (a), továbbá a vastagság közepéről készült felvételre illesztett, ASTM E112 szerinti 5.0-ös fokozatnak megfelelő háló (b), valamint az ugyanezen pozícióban készült inverz pólusábra (c).



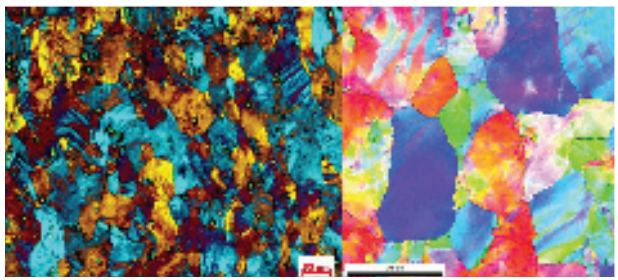
A következőkben ugyanezekkel a vizsgálati módszerekkel feltártuk a különböző mértékben kovácsolt darabok szemcseszerkezetét is. A *2–6. ábrákon* egymás mellett láthatjuk az egyre növekvő lépésszámban kovácsolt darabok középkeresztmetszetéről készült optikai mikroszkópos felvételeket és az EBSD-vel előállított inverz pólusábra térképeket.

2. ábra. A 2 kovácsolási lépésen átesett próbatest mikroszerkezetének (a) optikai mikroszkópos felvétele és (b) EBSD-technikával készült inverz pólusábra térképe.



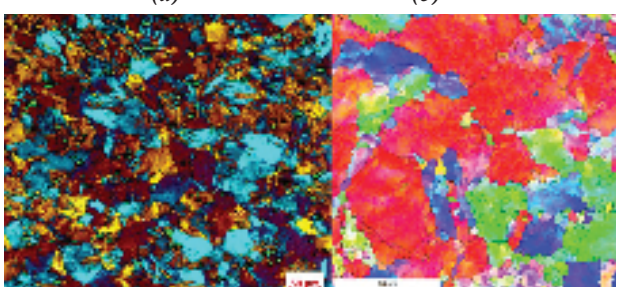
3. ábra. A 6 kovácsolási lépésen átesett próbatest mikroszerkezetének (a) optikai mikroszkópos felvétele és (b) EBSD-technikával készült inverz pólusábra térképe.

(a) ***(b)***



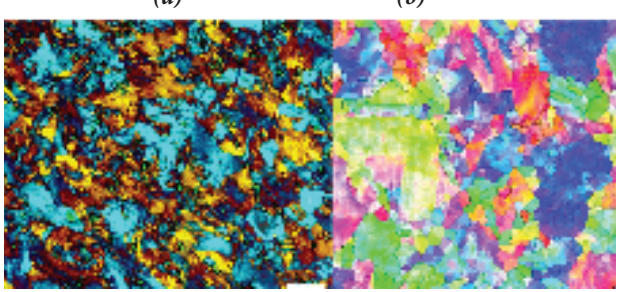
4. ábra. A 10 kovácsolási lépésen átesett próbatest mikroszerkezetének (a) optikai mikroszkópos felvétele és (b) EBSD-technikával készült inverz pólusábra térképe.

(a) ***(b)***



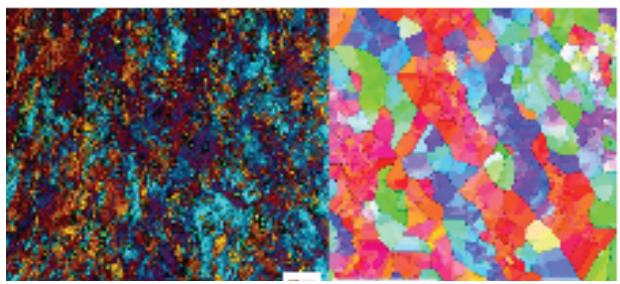
5. ábra. A 14 kovácsolási lépésen átesett próbatest mikroszerkezetének (a) optikai mikroszkópos felvétele és (b) EBSD-technikával készült inverz pólusábra térképe.

(a) ***(b)***



6. ábra. A 18 kovácsolási lépésen átesett próbatest mikroszerkezetének (a) optikai mikroszkópos felvétele és (b) EBSD-technikával készült inverz pólusábra térképe.

(a) ***(b)***

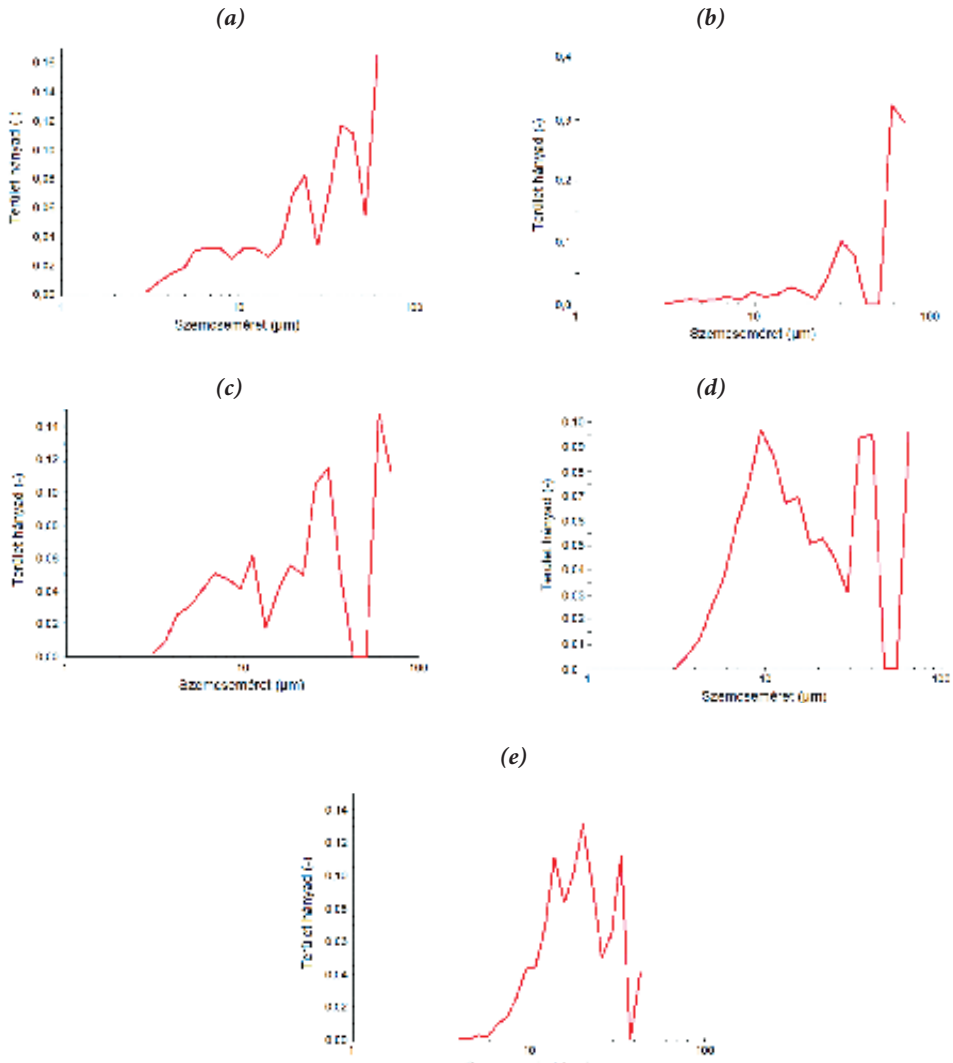


A felvételekből jól kivehető, hogy amint a kovácsolási folyamat előrehalad, az alakváltozás halmozódásával az alapanyag egyenletes szemcseszerkezete egyre jelentősebb mértékben felaprózódik. A folyamat kezdetén a krisztallitok méret szerinti megoszlása inhomogén. Egyszerre vannak jelen a 60–70 μm-es, illetve a 10 μm körüli és az alatti szemcsék. Előbbiek mérete közel azonos az alapanyagéval, tehát ezekben a régiókban még nem indult meg a szemcsefinomodás. A 10. kovácsolási lépésig ez a szerkezet jellemzi a kísérleti anyagot, amellett, hogy a még megmaradt nagyméretű szemcsék belsejében láthatóan növekszik az egyes területek közötti orientációkülönbség.

A mikroszerkezet kvantitatív elemzése

A mikroszerkezet megváltozásának kvantitatív kiértékeléséhez elkészítettük a többtengelyű kovácsoláson átesett próbatestek EBSD-vel vizsgált keresztmetszeteiben lévő szemcsék méretének relatív gyakoriság hisztogramjait. A szemcsehatárok definiálásakor jelen esetben a klasszikus ajánlást vettük figyelembe, azaz egymáshoz viszonyítva a 15°-os vagy annál nagyobb átlagos orientációkülönbséget mutató területeket azonosíttattuk az EBSD-kiértékelő szoftverben, mint szemcséket.

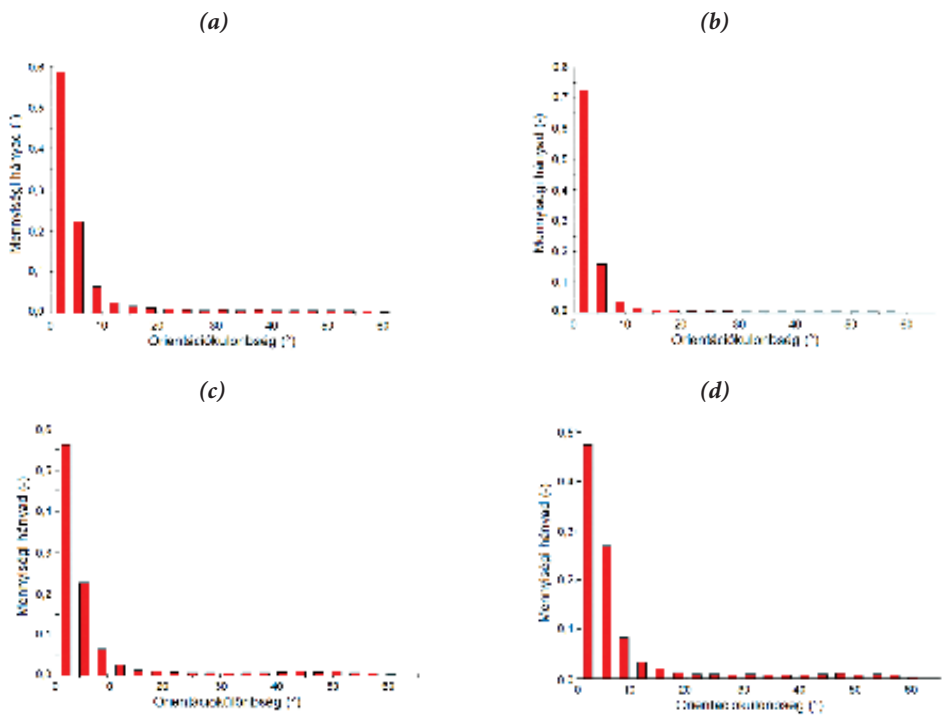
7. ábra. A (a) 2, (b) 6, (c) 10, (d) 14 és (e) 18 lépéses többtengelyű kovácsoláson átesett próbatestek EBSD-vel vizsgált keresztmetszeteiben lévő szemcsék méretének relatív gyakoriság hisztogramjai.



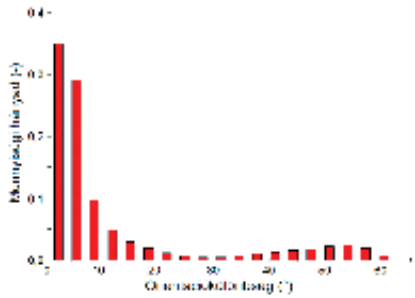
Jól látható, hogy a 10. kovácsolási lépésig a 40–50 μm-es és e fölötti tartományokba eső szemcsék dominálnak. Ez az arány a 10. alakítás utáni állapotra megváltozik: közel azonos mennyiségben vannak jelen a 20–25 μm körüli és a 40–45 μm-es középértékkel jellemezhető szemcsék. A 10. kovácsolási lépést követően pedig megfordul az említett arány, és a finomszemcsés szerkezet kerül túlsúlyba.

Tovább elemezve a mikroszerkezet alakítási folyamat alatti evolúcióját, előállítottuk a többtengelyű kovácsoláson átesett próbatestek EBSD-vel vizsgált keresztmetszeteinek orientációs eltéréseiről készült relatív gyakoriság hisztogramokat.

8. ábra. A (a) 2, (b) 6, (c) 10, (d) 14 és (e) 18 lépéses többtengelyű kovácsoláson átesett próbatestek EBSD-vel vizsgált keresztmetszeteinek orientációs eltéréseiről készült relatív gyakoriság hisztogramok.



(e)



A fenti grafikonokból megállapítható, hogy az alakítási lépések számának növekedésével fokozatosan csökken az 5° alatti orientációkülönbséggel elválasztott területek, azaz a kisszögű szemcsehatárok aránya, amely a 10. alakítási lépést követően 50% alá esik. Ezzel párhuzamosan a nagyobb szöggel jellemezhető szemcsehatár menti orientációs eltérések aránya folyamatosan növekszik, amely egyértelműen az ultrafinomszemcsés mikroszerkezet kialakulásának beindulását jelzi.

Összefoglalás, következtetések

A szemcseméretek, az orientációs eltérések és a mechanikai anizotrópia mértékének egyidejű, 10. kovácsolási lépést követő megváltozása tehát egyértelműen mutatja a mikroszerkezet és a deformációs mechanizmusok által erősen befolyásolt mechanikai tulajdonságok szoros kapcsolatát, amely az ultra-finomszemcsés anyagállapot kialakulásának kezdetét is jelzi. Ezt az is alátámasztja, hogy az inverz pólusábra térképeken látható módon, a folyamat előrehaladásával a még nagyméretű szemcsék belsejében növekedni kezd az egyes területek közötti orientációkülönbség.

A 10. lépéstől egyre nagyobb területen jelennek meg a kisebb mérettartományokba eső szemcsék. bA szemcseszerkezet ilyen jellegű, jelentősebb megváltozása a halmozott képlékeny alakváltozás szempontjából éppen egybe esik a mechanikai tulajdonságok, pontosabban az előző cikkekben tárgyalt anizotrópia mértékének csökkenésével.

Összefoglalva ötrészes cikksorozatunk eredményeit, megállapíthatjuk, hogy kutatásunk során részletesen megismertük kísérleti anyagunk, az ipari gyártásból származó, melegen előhengerelt EN AW-5182-es alumíniumötvözet viselkedését a többirányú képlékeny deformációt megvalósító többtengelyű kovácsolás során. Egyértelmű kapcsolatokat sikerült kimutatnunk a makroszkopikus mechanikai (többirányú folyásgörbék, keménység eloszlások, szakítóvizsgálati mérőszámok) és mikroszerkezeti (szemcseméretek, orien-

tációs viszonyok) jellemzők folyamat közbeni változása között. Ezen jellemzők együttes figyelembe vételével pedig azonosítani tudtuk az ultra-finomszemcsés szerkezet kialakulásának kezdetét, illetve nyomon követtük a szemcsefinomodási folyamat előrehaladását.

Köszönetnyilvánítás
A jelen cikkben megjelenített eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen" c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá.

Galéria

Kántor Zsolt fotói – Guatemala

FERRETERIA
ESPAÑA

BICI XELA
BICI XELA
FERRETERIA
TACANA
TACANA SAN MARCOS XELA GUATE
LAMINA
PLASTIC
EL SOL

ANTIGUA